

На правах рукописи



ПЕРМЯКОВА Инга Евгеньевна

**ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ, СВОЙСТВА АМОРФНЫХ СПЛАВОВ
И АМОРФНО-НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТНЫХ
МАТЕРИАЛОВ ПРИ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ**

1.3.8 – Физика конденсированного состояния

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание учёной степени
доктора физико-математических наук

Москва 2023

Работа выполнена в Федеральном государственном унитарном предприятии «Центральный научно-исследовательский институт чёрной металлургии им. И.П. Бардина»

Официальные оппоненты: **Хоник Виталий Александрович**

доктор физико-математических наук, профессор, заведующий кафедрой общей физики, Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Воронежский государственный педагогический университет»

Страумал Борис Борисович

доктор физико-математических наук, старший научный сотрудник, заведующий лабораторией поверхностей раздела в металлах, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики твёрдого тела имени Ю.А. Осипяна Российской академии наук

Гундеров Дмитрий Валерьевич

доктор физико-математических наук, ведущий научный сотрудник лаборатории физики твёрдого тела, Институт физики молекул и кристаллов – обособленное структурное подразделение Федерального государственного бюджетного научного учреждения Уфимского федерального исследовательского центра Российской академии наук

Ведущая организация: Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

Защита диссертации состоится «21» сентября 2023 года в 14:00 на заседании диссертационного совета 24.1.078.01 (Д 002.060.01), созданного на базе Федерального государственного бюджетного учреждения науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (ИМЕТ РАН), по адресу: 119334, г. Москва, Ленинский проспект, д. 49, Большой конференц-зал.

Отзывы на автореферат в двух экземплярах, заверенные печатью, направлять на имя учёного секретаря диссертационного совета 24.1.078.01 (Д 002.060.01) по адресу: 119334, г. Москва, Ленинский проспект, д. 49.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке ИМЕТ РАН, а также на официальных сайтах ИМЕТ РАН <http://www.imet.ac.ru> и ВАК РФ <https://vak.minobrnauki.gov.ru>

Автореферат разослан «__» _____ 2023 года.

Учёный секретарь диссертационного совета,
доктор технических наук, доцент



Костина М.В.

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы исследования. В современном материаловедении наблюдается устойчивая тенденция к накоплению знаний об определяющем влиянии наноструктуры на свойства материалов. Кроме того, происходит прогрессивная разработка технологий получения и использования материалов с нанокристаллическими составляющими. Закалка из расплава с последующей прецизионной термической обработкой, интенсивная пластическая деформация (ИПД), реализуемая при равноканальном угловом прессовании (РКУП) или кручении под высоким давлением (КВД), лазерная инженерия короткими импульсами – наиболее многообещающие и востребованные способы наноструктурирования металлов и сплавов на сегодняшний день [1-4].

Аморфные сплавы (АС), сформированные сверхскоростной закалкой из расплава, обладая неупорядоченной структурой и удивительным сочетанием свойств, заслуживают пристального внимания исследователей в качестве перспективных объектов для создания на их основе нанокомпозитов. Перевод аморфной структуры в кристаллическую с помощью поверхностного и объёмного модифицирования АС внешними экстремальными воздействиями является актуальным направлением при разработке технологических процессов получения и исследования нанофазных структур в конструкционных металлических материалах [5-7]. Уникальность механических свойств АС заключается в их высокой прочности, близкой к теоретически возможному пределу для твёрдого тела, и одновременно достаточной пластичности. Хрупкие при растяжении АС обнаруживают большую остаточную деформацию при сжатии, изгибе, прокатке. Пластическая деформация в АС происходит по бездислокационному механизму благодаря образованию и распространению полос сдвига при отсутствии эффектов деформационного упрочнения [8-12]. АС на основе Fe и Co характеризуются высокой намагниченностью насыщения и магнитной проницаемостью, низкой коэрцитивной силой, низкими потерями на перемагничивание. Широкое промышленное применение ограничено из-за узкого интервала их термической стабильности, хрупкости при повышенных температурах эксплуатации. Улучшить механические и магнитные свойства АС можно при получении за счёт введения легирующих элементов и/или трансформируя аморфную структуру в квазиаморфную, в частично нанокристаллическую [13,14]. Получить композитную структуру, состоящую из нанокристаллов, случайно распределённых в аморфной матрице, возможно при отжиге. Оба процесса (закалку из расплава, термическую обработку) необходимо осуществлять при условиях, когда образуется значительное число зародышей кристаллизации, их рост идёт медленно, а конечные размеры хотя бы частично не превосходят наноуровень. Морфология, форма и масштаб дисперсий второй фазы будут иметь решающее значение для делокализации полос сдвига.

Короткоимпульсное облучение лазером – перспективный высокопроизводительный метод формирования наноразмерных структурированных и функциональных поверхностей [15-19]. Лазерная обработка имеет огромный потенциал как способ изготовления нанокомпозитных материалов путём кристаллизации сплавов, находящихся в твёрдом аморфном состоянии. Данный метод позволяет контролировать процесс формирования нанокристаллов при изменении энергии лазерного излучения, длительности импульсов, их частоты. При лазерном облучении, задавая закон распределения температур по объёму материала, можно получить композиты с необходимым составом структурных единиц и структурных параметров.

Наконец, применение больших пластических деформаций также способствует формированию аморфно-нанокристаллических композитов. Реализовать это возможно по двум сценариям, используя технологию КВД в камере Бриджмена: 1) осуществить частичную нанокристаллизацию АС; 2) «обратным» путём, т.е. через частичную аморфизацию кристаллического состояния материала [20]. В поддержку второго сценария следует отметить, что при переходе в область ИПД происходят кардинальные структурные перестройки за счёт дополнительных каналов диссипации упругой энергии – динамической рекристаллизации,

выделения скрытой теплоты деформационного происхождения и фазовых превращений (включая переход в аморфное состояние) [2,21]. Независимыми исследователями зафиксирована аморфизация в никелиде титана после КВД и холодной прокатки [22-24]. Переход «кристалл-аморфное состояние» наблюдался при определённых степенях деформации КВД в исходно кристаллических сплавах систем R -Fe-B, (R – Nb или Pr) [25,26], а также в $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ [27]. Цикличность такого перехода установлена при осуществлении близких с ИПД процессов механоактивации порошка интерметаллида $Co_{75}Ti_{25}$ [28]. В контексте этого, наноламинаты на основе Cu-Nb, предварительно полученные многократной пакетной прокаткой, представляют большой научный интерес для осуществления процесса аморфизации их наноструктурного состояния и последующего изучения особенностей изменения свойств. Система Cu-Nb характеризуется ограниченной растворимостью компонентов друг в друге. Матрица из меди фактически свободна от примесей, что гарантирует высокую электропроводность материалу. В свою очередь, при достаточной дисперсности второй фазы композиты Cu-Nb отличаются превосходной прочностью [29]. Оптимальная дисперсность структуры может быть реализована при больших пластических деформациях.

Таким образом, сосуществование в структуре двух разных фазовых составляющих – аморфной (лишь с ближним порядком в расположении атомов) и кристаллической (с регулярным расположением атомов) способно привести к необычным эффектам в материале, особенно если кристаллическая фаза имеет нанокристаллические масштабы [30-32]. Если условно выделить два крайних случая формирования объёмных композиционных структур: 1) нанокристаллы (объёмная доля $< 0.3-0.4$), однородно распределённые в аморфной матрице, не контактирующие между собой; 2) нанокристаллы, фактически полностью заполняющие объём и разделённые тонкими аморфными межкристаллитными прослойками, то между этими случаями может образоваться разнообразие аморфно-нанокристаллических структур, поведение которых мало исследовано. Актуальными и дискуссионными остаются вопросы, связанные с механизмами пластической деформации и разрушения широкого спектра АС и аморфно-нанокристаллических материалов, а также с закономерностями формирования их свойств.

Комбинирование аморфной и кристаллической составляющих в объёме, по сечению, формирование градиентных структур даст новый импульс к созданию так называемых "интеллектуальных" материалов, функционирующих с соответствующей реакцией на изменение внешних условий.

Степень разработанности темы исследования. В 1960 г. проф. П. Дювез (P. Duwez) впервые наблюдал аморфное состояние в быстрозакалённом из расплава сплаве Au-Si [33]. После разработки технологических способов получения АС разного химического состава, в 70-х годах прошлого века начался научный ажиотаж: проводились тематические симпозиумы и конференции, издавались многочисленные книги, статьи и патенты, посвящённые АС. Далее на практике удалось создать не только плёночные / ленточные АС, но и объёмные образцы (стержни, проволоки) [34]. Таким образом, АС нашли более широкое применение в промышленности и технике. С новым интересом к АС обратились, когда в научном мире заговорили о наноструктурных материалах и возможностях их формирования [2,35-38]. Аморфное состояние следует рассматривать как прекурсор для образования нанокристаллических фаз. На протяжении последних десятилетий АС продолжают удерживать лидирующие позиции и являются интереснейшими объектами для фундаментальных исследований.

Значительный вклад в расширение знаний по физике неупорядоченных систем в твёрдом состоянии был сделан усилиями российских и зарубежных учёных с акцентом на определённое научное направление: механическое поведение и структурные превращения в АС (Молотилов Б.В., Глезер А.М., Алёхин В.П., Лузгин Д.В., Inoue A., Masumoto T., Kimura H.); особенности кристаллизации АС от исходно аморфного до полностью кристаллического состояния (Аронин А.С., Абросимова Г.Е., Плотников В.С., Köster U.,

Herold U., Scott M.G.); процессы структурной релаксации в АС (Золотухин И.В., Хоник В.А., Кекало И.Б., Granato A.V., Van den Beukel A., Chen H.S.); экспериментальное и теоретическое изучение закономерностей диффузии в АС (Бокштейн Б.С., Luborsky F.E., Cantor V., Cahn R.W., Faupel F.); моделирование аморфного состояния и теоретические представления о структуре АС (Бакай А.С., Белашенко Д.К., Полухин В.А., Finney J.P., Egami T., Gaskell P.H., Suzuki K.); термическая стабильность и способы её повышения (Зайченко С.Г., Chen H.S., Scott M.G., Naka M.); магнитное поведение АС (Гаврилюк А.А., Исхаков Р.С., Скулкина Н.А., Перов Н.С., Luborsky F.E., Fujimori H.); особенности и механизмы пластической деформации и разрушения АС (Поздняков В.А., Greer A.L., Spaepen F.A., Taub A.I., Argon A.S.); влияние облучения и лазерного воздействия на АС (Иевлев В.М., Гиржон В.В., Хмелевская В.С.); разработка составов, технологий получения, оборудования для создания объёмных АС (Ковнеристый Ю.К., Молоканов В.В., Лузгин Д.В.).

Парадоксально, но к настоящему времени нет ни одного АС, о котором можно сказать, что его структура полностью известна; нет структурной модели, которая находилась бы в безупречном соответствии с совокупностью накопленных результатов; отсутствует всеобъемлющий критерий, опираясь на который можно гарантировано спрогнозировать с учётом состава и термодинамических характеристик термическую стабильность АС при разных скоростях закалки. Открытыми остаются вопросы о механизмах деформационного поведения АС, структурных особенностях в полосах сдвига. Существует недостаток знаний о природе пластичности, охрупчивания, упрочнения АС.

Нет единой и однозначной интерпретации механизмов структурная релаксация (СР) в связи с трудностями в методологии исследования структуры аморфных твёрдых тел. Однако существует альтернативная возможность – изучение структурно-чувствительного отклика свойств (механических, магнитных, химических, электрических), что позволяет анализировать процессы СР [39,41]. Понимание поведения свойств различных АС в широком интервале температур и особенно в предкристаллизационной области крайне важно. Эти изменения могут предопределять термическую стабильность АС, морфологию выделяющихся фаз и всю цепочку фазовых превращений. Изучение вопросов, связанных с влиянием процессов СР и кристаллизации на магнитные свойства АС, имеет большую научную и прикладную значимость [39,42,43], поскольку АС находят применение в качестве электромагнитных экранов, магнитопроводов в сердечниках трансформаторов тока и высокочувствительных магнитных датчиках [44,45].

Исследования коррозионных свойств АС также полезны, так как всюду, где эксплуатируются данные материалы, протекают коррозионные процессы, ведущие к изменению структуры и состава поверхностных слоёв и, как следствие, к ускорению процессов естественного старения и деградации свойств [46,47].

С помощью различных видов обработок можно существенно варьировать свойства АС в пределах аморфного состояния, а также сформировать композитный материал с аморфно-нанокристаллической структурой. Если о влиянии самого простого способа, т.е. отжига, на взаимосвязь «структура-свойства» информации относительно АС накоплено за годы много и в большей степени необходима её систематизация, анализ и осмысление, то о лазерном воздействии и ИПД – результатов гораздо меньше, данные достаточно разрозненные, требуют углублённых исследований и уточнений.

Важно развивать концепции по эффективному использованию лазерных технологии для создания композиционных материалов на базе АС. В большинстве научных работ по изучению влияния лазерного облучения на АС отсутствует физическое обоснование выбора характеристик той или иной лазерной установки. Нерешённой остаётся проблема оптимизации параметров лазерного воздействия для получения необходимых свойств. Отсутствует комплексный подход, заключающийся в проведении предварительных расчётов температурных полей, инициированных лазером, для корректировок и установления востребованных рабочих диапазонов лазерного излучения, а далее, на их основании, реализации более целенаправленной и контролируемой модификации структуры АС.

Введение научных принципов ИПД было заложено в работах американского физика П.У. Бриджмена (P.W. Bridgman) в 30-е годы прошлого века [48]. Далее велась разработка многообразия технологических маршрутов / схем, совершенствовались режимы ИПД, наряду с аттестацией структуры и свойств материалов. Большой вклад в развитие тематики объёмных наноструктурных материалов, полученных ИПД, и в изучение природы больших пластических деформаций внесли: Сегал В.М., Рыбин В.В., Валиев Р.З., Жилиев А.П., Мулюков Р.Р., Гундеров Д.В., Рааб Г.И., Глезер А.М., Страумал Б.Б., Павлов В.А., Метлов Л.С., Langdon T.G., Estrin Y., Beygelzimer Y. и др. Накопленный мировой опыт учёных по наноструктурированию металлов и сплавов методами ИПД мотивирует использовать инновационный потенциал ИПД, в частности кручение под высоким квазигидростатическим давлением, для создания аморфно-нанокристаллических композитов с комплексом необычных свойств. Данный метод прост и реализуется при комнатной температуре, для консолидации не требуется большого количества исследуемого материала, т.к. получаемые образцы имеют малые размеры в виде дисков диаметром < 1 см.

Возможность получить слоистый композит обсуждалась давно, в частности, в работе теоретик Дж.С. Кёлер (J.S. Koehler) [49] рекомендовал путём эпитаксиального роста кристаллов чередовать тонкие кристаллические слои двух разных материалов с похожими параметрами решёток, но отличающимися друг от друга упругими модулями. Позже идея была реализована при синтезе гетероструктур, состоящих из разных металлов и нитридов переходных металлов [50,51]. Повышения механических характеристик можно достичь если многослойные системы будут состоять из аморфных и кристаллических материалов [52-55]. Научные работы по применению КВД с целью консолидации слоёв из разных АС и изучению полученных композитов весьма немногочисленны [56,57], а результаты дискуссионны.

Важным стремлением при разработке новых материалов является поиск компромиссной комбинации между их фундаментальными характеристиками – прочностью и пластичностью. До недавнего времени существовало убеждение, что при высокой прочности утрачиваются пластические свойства материала. Однако использование ИПД заставило эту точку зрения пересмотреть [58,59] в связи с формированием особых структурных состояний, которые могут включать ультрамелкие зёрна / высокодисперсные частицы / зернограничные сегрегации / нанодвойники / тонкие аморфные прослойки [2,60-62]. Полученные при определённых режимах и параметрах ИПД структуры способны обеспечить одновременно как высокую прочность, так и хорошую пластичность. Развитие такой стратегии повышения механических свойств и разработка физико-механических принципов наноструктурирования чрезвычайно важны и интересны для последующего успешного внедрения полученных наноматериалов и аморфно-нанокристаллических композитов для конструкционных и функциональных применений. Глубокое понимание фундаментальных аспектов, управляющих структурными преобразованиями при КВД (формирование фаз *in situ*, переходы «кристалл ↔ аморфное состояние»), требуется для лучшего контроля над гибридными структурами.

С учётом всего вышеизложенного, **цель исследования:** установление физических закономерностей формирования свойств, структурных превращений в АС при внешних воздействиях (термической обработке, лазерном облучении, КВД) и разработка принципов создания аморфно-нанокристаллических композитов (АНК) с улучшенным комплексом физико-механических характеристик.

Задачи исследования:

1. Получить аморфно-нанокристаллические образцы в ходе частичной кристаллизации АС при вакуумном отжиге в печи при подобранных температурно-временных режимах (I тип АНК).
2. Получить композитные образцы при вариациях пространственно-распределённых зон лазерного воздействия по поверхности и по сечению лент АС, а также подбором параметров лазерного облучения (II тип АНК).
3. Получить опытные консолидированные композитные образцы путём "пакетного" чередования слоёв аморфных лент разных по составу и свойствам и их последующего КВД в камере Бриджмена (III тип АНК).

4. Получить композиты, осуществляя частичную аморфизацию кристаллических наноламинатов Cu-Nb при КВД в камере Бриджмена, сформированных предварительно аккумулирующей прокаткой (IV тип АНК).
5. Методами механических испытаний, магнитометрии, электрохимии оценить характер влияния печного отжига, лазерного облучения и КВД на механические свойства (пластичность, твёрдость, трещиностойкость, упругий модуль), магнитные свойства (коэрцитивную силу, намагниченность насыщения), сопротивление к коррозии и особенности деформации, разрушения АС и композитов на их основе.
6. Методами структурных исследований изучить эволюцию структуры и фазовые превращения в АС при изменении: длительности и температуры отжига, величины деформации при КВД, параметров импульсного режима лазерного облучения. Провести сопоставление трансформаций структуры с откликом свойств исследованных АС и АНК при данных воздействиях.
7. Детально изучить структурные изменения и механическое поведение нанокомпозитов Cu-Nb в зависимости от степени деформации в условиях КВД.
8. Провести сравнительный анализ и выявить оптимальные режимы обработок (КВД, лазерное воздействие, отжиг), приводящие к наилучшему сочетанию структурных состояний и физико-механических свойств, полученных композитных материалов.

Объекты исследования. Изучены восемь составов АС из группы «металл-металлоид»: Fe₇₀Cr₁₅B₁₅, Fe_{53.9}Ni_{26.5}B_{20.2}, Fe₅₀Ni₃₃B₁₇, Fe₅₈Ni₂₅B₁₇, Fe_{73.5}Si_{13.5}B₉Nb₃Cu₁, Fe_{60.8}Co_{20.2}B₁₄Si₅, Co_{70.5}Fe_{0.5}Cr₄Si₇B₁, Co_{28.2}Fe_{38.9}Cr_{15.4}Si_{0.3}B_{17.2} (ат.%). Данные сплавы получены в ФГУП «ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина» закалкой из расплава (одновалковым методом спиннингования) в виде лент шириной 5-20 мм, толщиной 20-35 мкм.

Исходные опытные образцы слоистых композитов Cu-Nb (наноламинатов) для проведения исследований трансформации их структуры и особенностей механического поведения при разных степенях деформации после КВД были предварительно сформированы многократной пакетной прокаткой до наноразмерных толщин отдельных слоёв, и любезно предоставлены сотрудниками лаборатории материаловедения ИФТТ РАН.

Методология и методы исследования. Экспериментальные исследования проводились с использованием комплекса современного научно-исследовательского оборудования.

Химические составы АС уточнялись с помощью рентгенофлуоресцентного анализа на спектрометре ZSX Primus (Rigaku). Дифференциальная сканирующая калориметрия проводилась на анализаторах SETSYS Evolution-1750 (SETERAM Instr.) и DSC 8271 (Rigaku).

Термическая обработка АС осуществлялась в камерной электропечи SNOL 8.2/1100 при варьировании времени и температуры отжига. Облучение АС проводилось эксимерным ультрафиолетовым (УФ) KrF лазером серии CL-7100 (OptoSystems). ИПД осуществлялась при кручении под квазигидростатическим давлением $P = 4-6$ ГПа в камере Бриджмена с изменением числа оборотов N подвижной наковальни, вращающейся со скоростью $v = 1$ об/мин.

Морфология поверхности материалов и фрактография изучалась с привлечением оптической и растровой электронной микроскопии на установках JSM 35C (JEOL), Versa 3D (FEI), Phenom XL (Thermo Scientific). Рельеф поверхности исследовали на оптическом интерференционном профилометре NewView 7300 (Zygo), а также D-300 (KLA-Tencor Corp.).

Механические характеристики (пластичность, микро- и нанотвёрдость, модуль Юнга, трещиностойкость) определялись с использованием арсенала механических испытаний (микро- и наноиндентирование, изгиб, одноосное растяжение), частично адаптированных для тонких ленточных образцов на специализированном оборудовании: электромеханическая универсальная испытательная машина (INSTRON-5565), микротвердомер ПМТ-3М (ЛОМО), динамический ультрамикротвердомер DUH-211S (Shimadzu), нанотвердомер G200 (MTS NanoInstruments).

Аттестация структурных изменений исследованных материалов после внешних воздействий, идентификация аморфных и кристаллических фаз осуществлялась с помощью

просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на микроскопах JEM 2100 и JEM 1400 (JEOL). Кроме того, проводился рентгеноструктурный анализ (РСА) на многофункциональном дифрактометре ULTIMA IV (Rigaku).

Анализ химического состава и распределения элементов в образцах после КВД проводился с применением светлопольной и тёмнопольной сканирующей просвечивающей электронной микроскопии (СП-СПЭМ/ТП-СПЭМ) и энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (ЭДС) на микроскопе JEM ARM-200F (JEOL) с ЭДС-детектором CENTURIO EDX E-Max (JEOL).

Химическая неоднородность на поверхности, в объёме исследуемых материалов изучалась методом времяпролётной масс-спектрометрии на установке TOF SIMS5-100 (IONTOF) и с привлечением Оже-спектрометра JAMP-9500F (JEOL). Обработка данных масс-спектрометрии для определения атомных и массовых концентраций элементов проводилась с помощью программы SurfaceLab 7 (IONTOF).

Магнитные свойства определялись на вибромагнетометрах VSM 250 (Xiamen Dexing Magnet Tech. Co., Ltd.) и VSM 7407 (LakeShore Cryotronics, Inc.).

Хронопотенциометрические и поляризационные кривые для исследования стойкости АС к коррозии регистрировались с помощью потенциостата IPC-Pro 3A. Электрохимические испытания проводились в трёхэлектродной ячейке в нейтральном электролите.

Расчёт тепловых полей при лазерном облучении поверхности АС осуществлялся в среде Mathcad (Parametric Technology Corp.). Построение и обработка научных графиков, а также численный анализ экспериментальных результатов с использованием методов статистической обработки проводились в программе OriginPro (OriginLab Corp.).

Научная новизна:

– Впервые установлен синергичный эффект упрочнения гибридного АНК, сформированного с помощью технологии КВД из чередующихся слоёв АС $\text{Fe}_{53.9}\text{Ni}_{26.5}\text{B}_{20.2}$ и $\text{Co}_{28.2}\text{Fe}_{38.9}\text{Cr}_{15.4}\text{Si}_{0.3}\text{B}_{17.2}$, при $4 < N < 9$ (т.е. усреднённое значение микротвёрдости композита превосходит значение микротвёрдости его отдельных составляющих – аморфных сплавов, из которых он образован на определённом этапе деформации).

– Впервые для АНК, образованного из АС $\text{Fe}_{53.9}\text{Ni}_{26.5}\text{B}_{20.2}$ и $\text{Co}_{28.2}\text{Fe}_{38.9}\text{Cr}_{15.4}\text{Si}_{0.3}\text{B}_{17.2}$, с помощью ПЭМ, РСА и времяпролётной масс-спектрометрии установлены три стадии эволюции его структурно-фазового состояния. На первой стадии сплавы, деформируются достаточно независимо друг от друга, обеспечивая лишь механическое “сцепление” соседних слоёв. На второй стадии реализуется межфазное взаимодействие в тонких приграничных областях с образованием боридных фаз, которое ответственно за эффект неаддитивного (синергичного) упрочнения. Наблюдается частичное вихревое перемешивание, фрагменты слоистой структуры всё ещё сохраняются. На третьей стадии по мере увеличения числа оборотов переносимые вихревые потоки вещества коагулируют вплоть до полного перемешивания и образования нового гибридного гомогенного многокомпонентного сплава. По существу, это приводит к “исчезновению” исходного композита.

– Впервые для наноламинатов Cu-Nb, полученных многократной пакетной прокаткой, установлено, что постепенное измельчение их нанокристаллической структуры в ходе КВД сопровождается локальной аморфизацией с сохранением общей ориентации составляющих структуры и увеличением прочности в три раза. Структурными методами в наноламинатах Cu-Nb экспериментально обнаружено образование областей с аморфной структурой, непосредственно связанных с межфазными границами раздела после высокой степени деформации при КВД ($N = 4$).

– Впервые для АС $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$ изучен эффект неоднородного травления: рассмотрена связь дефектов атомного уровня локализации с неоднородной пластической деформацией. Установлено, что интенсивное химическое травление сильнолокализованных полос сдвига, сформировавшихся при пластической деформации АС, обусловлено сегрегацией атомов металлоидов (бора и кремния) на неконтактной поверхности ленты, полученной методом спиннингования.

– Впервые, применительно к АС был реализован двухэтапный методический подход к лазерной обработке по принципу «численное моделирование для определения необходимых параметров лазерного воздействия → опытная реализация лазерного облучения по рассчитанным параметрам». Использование расчётных моделей тепловых полей в процессе облучения УФ эксимерным лазером позволило эффективно и целенаправленно модифицировать поверхность и объём АС в зависимости от энергетических параметров лазерной установки и теплофизических свойств исходных материалов: достигать односторонней их кристаллизации, формировать двухслойные и "сэндвичевые" структуры типа "кристаллическое-аморфное-кристаллическое", плавно регулировать толщину кристаллического слоя и частично его фазовый состав, создавать АНК представляющих собой аморфную матрицу, армированную кристаллическими областями, которые сформированы в строго заданных технологических позициях.

– Впервые на основании детального анализа электронно-микроскопических изображений проведена систематизация актов взаимодействия между наночастицами кристаллических фаз и полосами сдвига в АНК, полученных при отжиге АС, и предложена их классификация: поглощение, огибание, перерезание, торможение, первичная и вторичная аккомодация. Выявлено, что приоритетной причиной смены механизмов является размер наночастиц.

– Впервые обнаружен пластифицирующий эффект (возрастание параметра трещиностойкости) в области температур перехода в аморфно-нанокристаллическое состояния для ряда АС на основе железа и кобальта. Проведён анализ структурных параметров, соответствующих данному явлению, и предложен оригинальный механизм торможения развивающихся квазихрупких трещин в окрестности наночастиц, обогащённой атомами металлоидов.

– Впервые установлено, что явление охрупчивания в АС имеет две структурные причины, связанные между собой: резкий спад сопротивления развитию магистральных квазихрупких трещин и снижение склонности к пластическому течению в аморфной матрице. Двухстадийное снижение микропластичности (т.е. уменьшение поверхностной плотности полос сдвига и их длины) предшествует макроскопическому вязко-хрупкому переходу отожжённых лент АС.

Теоретическая и практическая значимость работы. Полученные результаты и выводы расширяют знания о физике неравновесных систем, т.е. вносят значительный вклад в понимание базовых закономерностей эволюции структуры в АС от исходного аморфного к частично кристаллическому и полностью нанокристаллическому состоянию. Фундаментальные представления об особенностях структурных и фазовых превращений в исследуемых сплавах помогут прогнозировать и контролировать их поведение при определённых условиях эксплуатации, создавая предпосылки для более эффективного применения.

Разработанные методы управляемой кристаллизации посредством лазерного дизайна и КВД способствуют получению новых композитных материалов с необычным комплексом свойств, дополняют арсенал традиционных способов обработки. Лазерная модификация поверхности АС эксимерным лазером при малых дозах облучения может улучшать качество поверхности АС, снимать внутренние напряжения, воздействовать на доменную структуру, снижая магнитные потери при эксплуатации. Полученные в работе результаты по лазерному воздействию могут быть использованы для разработки и совершенствования технологии лазерного отжига с целью создания быстродействующих устройств, планарных механизмов, например, для создания исполнительных механизмов в микроэлектромеханических системах (МЭМС) на основе кристаллизации сканирующим лазером аморфных тонких плёнок с памятью формы TiNi. Преимущество этого метода заключается в том, что свойства памяти формы могут быть пространственно распределены в соответствии с заданными требованиями.

Результаты, касающиеся модификаций в камере Бриджмена АС и наноламинатов Cu-Nb и формирования на их основе аморфно-нанокристаллических композитов, демонстрируют убедительные доказательства уникальных возможностей технологий ИПД для получения

наилучших свойств материалов и создания в них необычных структурных состояний, недостижимых для иных видов обработок. Кроме того, эти результаты вносят определённый вклад в создание единой структурной картины процессов при сверхвысоких пластических деформациях, способной непротиворечиво объяснить совокупность накопленных к настоящему времени в научном сообществе экспериментальных данных в этой бурно развивающейся области физики прочности и пластичности.

Полученные в диссертации экспериментальные данные и их трактовка нашли своё отражение в учебном пособии «Перспективные материалы», а также в образовательных курсах «Наноматериалы и нанотехнологии», «Объёмные наноматериалы, полученные закалкой из расплава и интенсивной пластической деформацией» для студентов РТУ МИРЭА (г. Москва), обучающихся по направлениям 28.03.01 «Нанотехнологии и микросистемная техника» и 22.04.01 «Материаловедение и технологии материалов».

Положения, выносимые на защиту:

1. Закономерности эффектов охрупчивания, упрочнения, пластификации в АС на основе переходных металлов при отжиге и их взаимосвязь с химическим составом и особенностями структурных превращений при переходе из аморфного в нанокристаллическое состояние.
2. Установленные на основе ПЭМ-исследований механизмы взаимодействия полос сдвига с нанокристаллическими частицами в АНК, полученных при термической обработке АС, и размерный эффект их реализации.
3. Закономерности формирования микрокартин пластической деформации и трещинообразования АС, подвергнутых отжигу в широком интервале температур, при индентировании на эластичной подложке.
4. Результаты численного моделирования температурных полей в быстрозакалённых лентах АС систем Co-Fe-Cr-Si-B, Fe-Ni-B, Ti-Ni-Cu при облучении эксимерным УФ лазером.
5. Результаты лазерного дизайна АС, а именно морфологические особенности модификации поверхности, закономерности эволюции структуры и отклик свойств после импульсной лазерной обработки АС в соответствии с выбранными параметрами облучения и вариантами пространственного распределения зон лазерного воздействия.
6. Эффект неоднородного травления быстрозакалённых лент $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$ с учётом рассмотренной связи дефектов атомного уровня локализации с неоднородной пластической деформацией. Интенсивное химическое травление сильнолокализованных полос сдвига обусловлено сегрегацией атомов металлоидов (бора и кремния) на неконтактной поверхности ленты.
7. Экспериментальные данные трансформации структуры АС $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$, подвергнутого КВД в камере Бриджмена. Сравнительный анализ степени проявления и природы эффектов упрочнения, изменения коррозионной стойкости и магнитных характеристик АС $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$ при различных видах внешнего воздействия (КВД, отжиг, лазерное облучение) в сопоставлении со структурными превращениями.
8. Полученные с помощью времяпролётной масс-спектрометрии, РСА и ПЭМ-исследований результаты трёхстадийной эволюции структуры многослойных АНК, консолидированных из разных АС ($\text{Fe}_{53.9}\text{Ni}_{26.5}\text{B}_{20.2}$ и $\text{Co}_{28.2}\text{Fe}_{38.9}\text{Cr}_{15.4}\text{Si}_{0.3}\text{B}_{17.2}$) в процессе КВД и синергичный эффект их упрочнения (твёрдость композита выше твёрдости его отдельных составляющих).
9. Обнаруженное методами ПЭМ высокого разрешения и РСА явление аморфизации после КВД в приграничных областях межфазных границ в наноламинатах Cu-Nb и их существенное упрочнение в процессе КВД (тремякратное увеличение микротвёрдости): $HV_{\text{init}} = 2.28$ ГПа до обработки ($N = 0$), $HV_{\text{SPD}} = 6.84$ ГПа (после $N = 4$ оборотов).
10. Разработанные методические подходы и режимы получения АНК с улучшенными свойствами, основанные на возможности создания уникальных структурных состояний путём экстремальных внешних воздействий на твёрдое тело (закалка из расплава, отжиг, большие пластические деформации, лазерного облучения).

Степень обоснованности научных положений и достоверности полученных результатов определяется всесторонним анализом выполненных ранее работ на тему исследования, использованием современных методов исследования, применением сертифицированного аналитического и прецизионного научно-исследовательского оборудования, проведением статистической обработки экспериментальных данных, воспроизводимостью и апробацией результатов исследований. Предложенные решения научной проблемы, выводы не противоречат известным положениям и принципам физики конденсированного состояния и материаловедения.

Апробация работы. Основные результаты исследования докладывались и обсуждались на более чем 80 российских и международных конференциях и семинарах, среди которых International Conference «MELTS» (2021, Ekaterinburg, Russia); International Workshop on New Approaches to High-Tech: Nondestructive Testing and Computer Simulations in Science and Engineering (2002-2005, St. Petersburg, Russia, 2006, Olsztyn, Poland); XII International Conference on Nanostructured Materials NANO (2014, Moscow, Russia); Russian-Chinese Symposium «New Materials and Technologies» (2007, Astrakhan, 2015, Kazan, Russia); International Conference on Modern Trends in Manufacturing Technologies and Equipment (2020, Sevastopol, Russia); Петербургские чтения по проблемам прочности (2005, 2006, 2014, 2016, 2018, Санкт-Петербург); Евразийская научно-практическая конференция «Прочность неоднородных структур» (2006, 2012, 2014, 2016, 2018, 2021, Москва); Национальная конференция по росту кристаллов (2006, Москва); Международная конференция «Фазовые превращения и прочность кристаллов» (2006, 2012, 2014, 2016, 2018, 2020, 2022, Черногловка); Международная конференция «Актуальные проблемы прочности» (2005-2007, 2010, 2011, 2013, 2014, 2016-2022, Вологда, Белгород, Харьков, Екатеринбург, Севастополь, Пермь, Тольятти, Витебск); Международная научно-техническая конференция «Современные металлические материалы и технологии» (2011, 2013, 2015, 2017, Санкт-Петербург); Международная конференция «Деформация и разрушение материалов» (2011, 2015, 2017, 2019, Москва); Международная научно-техническая конференция «Нанотехнологии функциональных материалов» (2014, 2016, Санкт-Петербург); Уральская школа металловедов-термистов «Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов» (2006, 2016, Тольятти); Международная школа «Физическое материаловедение» (2006, 2007, 2011, 2016, 2017, 2019, 2021, Тольятти); Международная конференция «Микромеханизмы пластичности, разрушения и сопутствующих явлений» (2007, 2011, Тамбов); Всероссийская конференция по наноматериалам (2007, 2011, 2013, 2016, 2020, Новосибирск, Звенигород, Москва); Международная конференция «Кристаллофизика и деформационное поведение перспективных материалов» (2013, 2015, 2017, 2019, 2021, Москва); Международный симпозиум «Перспективные материалы и технологии» (2015, 2017, 2019, 2021, Витебск, Брест, Минск – Беларусь); Международная конференция «Физика прочности и пластичности материалов» (2006, 2015, Самара); Научно-технический семинар «Бернштейновские чтения по термомеханической обработке металлических материалов» (2011, 2022, Москва); Всероссийская конференция студентов-физиков и молодых учёных (2006, Новосибирск); II Международная научная конференция «Инновационная деятельность предприятий по исследованию, обработке и получению современных материалов и сплавов» (2011, Орск); Российская школа-конференция молодых учёных и преподавателей «Биосовместимые наноструктурные материалы и покрытия медицинского назначения» (2006, Белгород); Российская научно-техническая конференция «Физические свойства металлов и сплавов» (2005, Екатеринбург); 4-ая Международная научная конференция «Современные достижения физики и фундаментальное физическое образование» (2005, Алма-Ата, Казахстан); семинар «Структурные основы модификации материалов методами нетрадиционных технологий» (2005, Обнинск); Международная научно-практическая конференция «Проблемы прочности и пластичности материалов в условиях внешних энергетических воздействий» (2021, Новокузнецк); II Международная конференция «Физика конденсированных состояний» (2021, Черногловка); Международная конференция «Физика

и технологии перспективных материалов» (2021, Уфа); IX Всероссийская конференция с международным участием «Физико-химические процессы в конденсированных средах и на межфазных границах» (2021, Воронеж); Всероссийская научная конференция с международным участием «IV Байкальский материаловедческий форум» (2022, Улан-Удэ); Открытая школа-конференция стран СНГ «Ультрамелкозернистые и наноструктурные материалы» (2022, Уфа).

Соответствие диссертации паспорту специальности. Содержание диссертации соответствует паспорту научной специальности 1.3.8 – «Физика конденсированного состояния» (отрасль науки – физико-математические): п.1. Теоретическое и экспериментальное изучение физической природы и свойств неорганических и органических соединений как в кристаллическом (моно- и поликристаллы), так и в аморфном состоянии, в том числе композитов и гетероструктур, в зависимости от их химического, изотопного состава, температуры и давления; п.3. Теоретическое и экспериментальное изучение свойств конденсированных веществ в экстремальном состоянии (сильное сжатие, ударные воздействия, сильные магнитные поля, изменение гравитационных полей, низкие и высокие температуры), фазовых переходов в них и их фазовых диаграмм состояния; п.4. Теоретическое и экспериментальное исследование воздействия различных видов излучений, высокотемпературной плазмы на природу изменений физических свойств конденсированных веществ; п.6. Разработка экспериментальных методов изучения физических свойств и создание физических основ промышленной технологии получения материалов с определенными свойствами.

Связь работы с научными программами и темами. Актуальность работы подтверждена конкурсной поддержкой Российского научного фонда и Российского фонда фундаментальных исследований в рамках научно-исследовательских проектов, в том числе: РНФ № 14-12-00170 (2014-2018 гг.), РФФИ № 20-08-00341 «а» (2020-2022 гг.), № 17-02-00402 «а» (2017-2019 гг.), № 14-02-00075 «а» (2014-2016 гг.), № 12-02-31600 «мол а» (2012-2013 гг.), № 12-02-00748 «а» (2012-2014 гг.), № 11-02-12063 «офи-м-2011» (2011-2012 гг.), № 09-02-91348 «ННИО_а» (2009-2010 гг.), № 06-02-17075 «а» (2006-2008 гг.), № 05-01-00215 «а» (2005-2007 гг.), № 01-01-00403 «а» (2001-2003 гг.), а также издание книги «Нанокристаллы, закалённые из расплава» – грант РФФИ № 11-02-07016 «д» (2011-2012 гг.).

Автор награждена Почётной грамотой Министерства промышленности и торговли Российской Федерации № 65 п от 16.04.2019 г.

Публикации. Автором опубликовано по теме диссертации в открытой печати 51 работа. Основное содержание диссертации изложено в главах 5 монографий и 46 статьях журналов из перечня рецензируемых научных изданий, рекомендованных ВАК при Минобрнауки России, или входящих в международные реферативные базы данных и систем цитирования Web of Science / Scopus.

Личный вклад автора заключается в формулировке проблемы и постановке общей задачи исследования, выборе объектов исследования, планировании и проведении экспериментов, обработке и анализе экспериментальных данных, теоретической интерпретации и формулировании основных выводов, описании и представлении результатов в публикациях, где вклад автора определяющий. Обсуждение результатов исследований проводилось совместно с соавторами публикаций.

Объём и структура диссертационной работы. Диссертация состоит из введения, четырёх глав, заключения, списка литературы из 393 наименований и списка условных сокращений и аббревиатур. Работа изложена на 267 страницах, включая 114 рисунков, 20 таблиц.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении обоснована актуальность, степень разработанности направления исследования; приведены данные об объектах, методологии и методах исследования; сформулированы цель и задачи работы, основные положения, выносимые на защиту; определена научная новизна, теоретическая и практическая значимость, указана степень

обоснованности научных положений и достоверности полученных результатов; приведены сведения об апробации результатов, о связи работы с научными программами и темами; дана информация о публикациях по теме диссертации, личном вкладе автора, объёме и структуре работы.

Первая глава посвящена комплексному изучению структурных превращений и отклику свойств АС при термической обработке (табл. 1). Особое внимание уделяется механическому поведению аморфно-нанокристаллических сплавов, полученных в процессе отжига АС. Детально рассмотрены особенности трёх характерных явлений (отпускной хрупкости, упрочнения и пластификации) при нагреве АС.

Таблица 1 Параметры лент АС и температурно-временные интервалы термической обработки.

Состав, ат. %	Толщина h , мкм	Ширина b , мм	Температурный диапазон T_{an} , К	Временной диапазон $t_{взд}$, мин – час
Co _{70.5} Fe _{0.5} Cr ₄ Si ₇ B ₁₈	30	20	323-898	10-30 мин
Co _{28.2} Fe _{38.9} Cr _{15.4} Si _{0.3} B _{17.2}	25	10	373-973	10-30 мин
Fe _{60.8} Co _{20.2} B ₁₄ Si ₅	20	10	323-923	10-30 мин
Fe _{53.3} Ni _{26.5} B _{20.2}	25	10	373-798	10-30 мин
Fe ₅₀ Ni ₃₃ B ₁₇	20	10	523-723	30 мин – 2 ч
Fe ₅₈ Ni ₂₅ B ₁₇	20	10	523-723	30 мин – 2 ч
Fe ₇₀ Cr ₁₅ B ₁₅	35	5	713-793	30 мин – 2 ч
Fe _{73.5} Si _{13.5} B ₉ Nb ₃ Cu ₁	25	15	723-883	30 мин – 2 ч

Явление охрупчивания заключается в потере способности к пластической деформации на макроскопическом уровне при достижении определённой температуры T_f в пределах существования аморфного состояния. Для оценки пластичности ленточные АС подвергаются изгибу (U -метод). Образец помещается между двумя плоскопараллельными пластинами и при их сближении с постоянной скоростью определяется расстояние d , при котором изогнутый образец разрушается. За меру пластичности ϵ_f принимается отношение: $\epsilon_f = h/(d - h)$, где h – толщина ленты. Температура вязко-хрупкого перехода T_f – это средняя температура от T_1 и T_2 , где T_1 – наибольшая температура отжига, при которой ещё $\epsilon_f = 1$, T_2 – наиболее низкая фиксируемая температура, при которой происходит резкий спад пластичности ($\epsilon_f \rightarrow 0$).

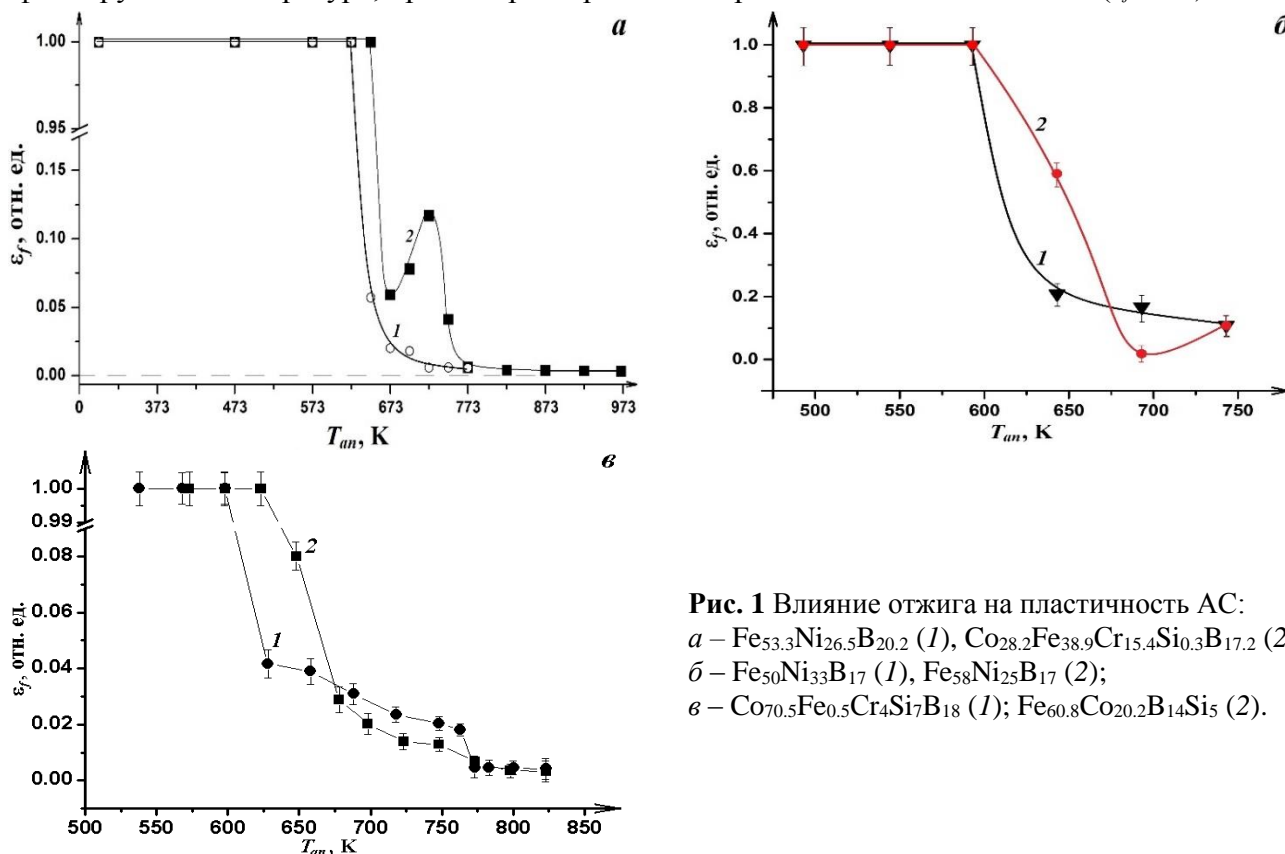


Рис. 1 Влияние отжига на пластичность АС:
a – Fe_{53.3}Ni_{26.5}B_{20.2} (1), Co_{28.2}Fe_{38.9}Cr_{15.4}Si_{0.3}B_{17.2} (2);
б – Fe₅₀Ni₃₃B₁₇ (1), Fe₅₈Ni₂₅B₁₇ (2);
в – Co_{70.5}Fe_{0.5}Cr₄Si₇B₁₈ (1); Fe_{60.8}Co_{20.2}B₁₄Si₅ (2).

Разница между сплавами (рис. 1а) относительно хода зависимостей $\epsilon_f(T)$ связана с различной скоростью закалки в процессе их получения – более высокая скорость 2.6×10^6 К/с (для АС $\text{Fe}_{53.3}\text{Ni}_{26.5}\text{B}_{20.2}$) приводит к одноэтапному снижению пластичности, а более низкая 1.0×10^6 К/с (для АС $\text{Co}_{28.2}\text{Fe}_{38.9}\text{Cr}_{15.4}\text{Si}_{0.3}\text{B}_{17.2}$) – к двум стадиям спада ϵ_f . Анализируя графики $\epsilon_f(T)$ на рис. 1а (кривая 1) и рис. 1б, можно заключить, что при увеличении содержания никеля в сплавах системы Fe-Ni-B температура вязко-хрупкого перехода линейно снижается наряду с уменьшением температуры их кристаллизации (табл. 2).

Таблица 2 Температура охрупчивания и кристаллизации АС.

Сплав	T_f , К	T_{cryst} , К
$\text{Fe}_{50}\text{Ni}_{33}\text{B}_{17}$	620	683
$\text{Fe}_{53.3}\text{Ni}_{26.5}\text{B}_{20.2}$	636	707
$\text{Fe}_{58}\text{Ni}_{25}\text{B}_{17}$	643	710
$\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$	613	803
$\text{Co}_{28.2}\text{Fe}_{38.9}\text{Cr}_{15.4}\text{Si}_{0.3}\text{B}_{17.2}$	661	756
$\text{Fe}_{60.8}\text{Co}_{20.2}\text{B}_{14}\text{Si}_5$	635	793
$\text{Fe}_{70}\text{Cr}_{15}\text{B}_{15}$	593	799

Оба АС, содержащие кобальт, переходят в хрупкое состояние в два этапа: первое резкое снижение ϵ_f (от 1.0 до 0.04-0.08), а второе, более плавное (от 0.04 – для $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$, от 0.08 – для $\text{Fe}_{60.8}\text{Co}_{20.2}\text{B}_{14}\text{Si}_5$ и практически до нуля) растягивается на интервал 625 К-775 К и 650 К-775 К, соответственно (рис. 1в). Присутствие в АС нескольких металлоидов при приблизительно равном соотношении железа и кобальта (или минимальной разнице между Fe и Co) приводит к максимальному значению температуры охрупчивания, как в случае $\text{Co}_{28.2}\text{Fe}_{38.9}\text{Cr}_{15.4}\text{Si}_{0.3}\text{B}_{17.2}$ $T_f = 661$ К (табл. 2).

Природа хрупкости АС сложна и обусловлена рядом причин: составом сплава, скоростью закалки, условиями отжига. В свою очередь скорость закалки также связана с максимальной толщиной АС при их производстве на специальном оборудовании.

Существенный вклад в процесс охрупчивания вносят атомы неметаллов. Они, благодаря своей способности к быстрой диффузии, в результате отжига могут образовывать скопления, вызывающие локальные напряжения на границе с аморфной матрицей, что стимулирует снижение пластичности областей сегрегаций. Важную роль оказывают и элементы, составляющие основу АС. Кристаллические переходные металлы с ОЦК решёткой более склонны к охрупчиванию чем металлы с ГЦК решёткой. В АС координационное число $Z \approx 12$, что соответствует ГЦК / ГПУ структурам. При отжиге происходит изменение ближнего порядка, и Z АС меняется на Z кристаллического элемента (для сплавов на основе железа одна из первых выделяющихся фаз α -Fe с ОЦК решёткой $Z = 8$). В ходе установления порядка, характеризующего ОЦК решётку, в АС могут возникать внутренние напряжения, усиливающие вязко-хрупкий переход. Кроме того, направление намагничивания изменяется от поперечного к продольному у отожжённых (хрупких) лент. Повышение растягивающего напряжения связано с положительными (в объёме) значениями магнитоstriction. В связи с этим охрупчивание АС Fe-Ni-B можно объяснить, если предположить наличие областей ОЦК-типа с локальным ближним порядком, включенных в аморфную матрицу на базе Fe-Ni с инвар-эффектом. Данная матрица имеет маленькое тепловое расширение, тогда как упорядоченные области обладают тепловым расширением, подобным ОЦК-Fe. Такое различие способно привести к тепловым напряжениям в АС во время их охлаждения после отжига. АС утратят пластичность, когда тепловое напряжение станет выше, чем критическое напряжение разрушения. Таким образом, ключевым фактором для охрупчивания аморфных лент после термической обработки могут являться напряжения, вызванные структурным, композиционным или магнитным видом неоднородности.

Анализ микроотпечатков после индентирования с окружающими их зонами пластической деформации в виде расходящихся «лучей» полос сдвига (ПС) (рис. 2), позволяет оценить степень локальной пластичности АС.

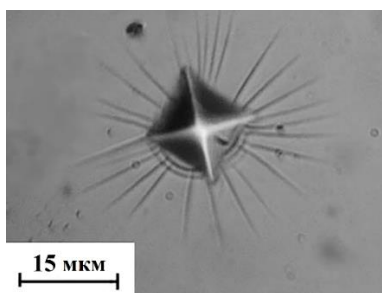


Рис. 2 Характерная микрокартина пластической деформации АС после индентирования по Виккерсу.

В качестве критерия результирующей степени микродеформации, изменяющейся при нагреве, было взято число ПС, приведённое к единице площади – поверхностная плотность зон пластической деформации (ρ). Как параметр локальной пластичности можно использовать и среднюю длину ПС (L) вокруг отпечатка (рис. 2). На примере АС $\text{Fe}_{60.8}\text{Co}_{20.2}\text{B}_{14}\text{Si}_5$ продемонстрировано, что обе характеристики заметно снижаются после термической обработки при 725 К – ρ в 5 раз и L в 2.5 раза относительно исходных значений (рис. 3).

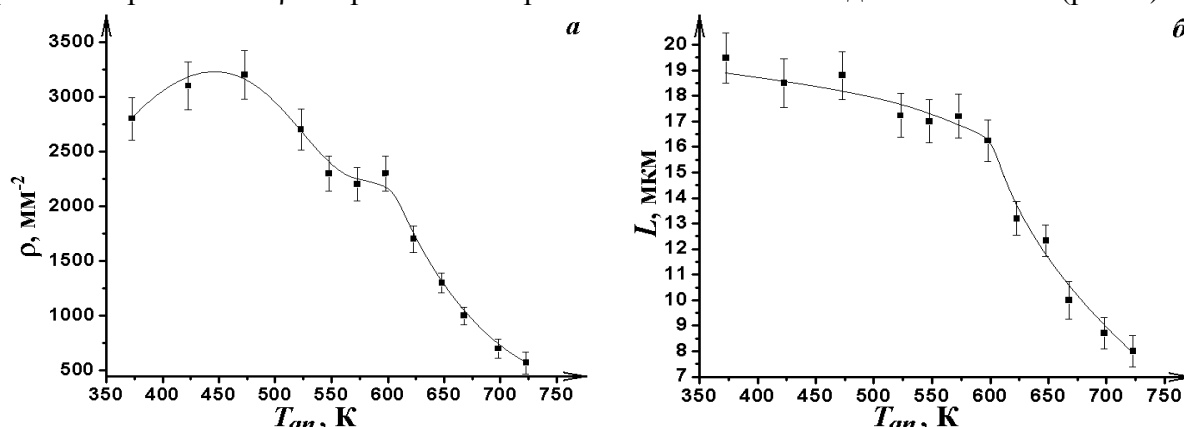


Рис. 3 Изменение локальной пластичности АС $\text{Fe}_{60.8}\text{Co}_{20.2}\text{B}_{14}\text{Si}_5$ от температуры отжига: *a* – поверхностная плотность зон пластической деформации, *б* – длина полос сдвига.

Вариации параметров пластичности проходят в две стадии: до отжига при 600 К обе характеристики уменьшаются незначительно, а параметр ρ на ранних этапах термообработки даже возрастает (рис. 3*a*). При отжиге выше 600 К наблюдается резкий спад локальной пластичности. Падение склонности к пластическому течению на микромасштабе (рис. 3) начинается при существенно более низких температурах отжига (для АС $\text{Fe}_{60.8}\text{Co}_{20.2}\text{B}_{14}\text{Si}_5$ вблизи 500 К), чем макроскопический вязко-хрупкий переход ($T_f = 635$ К), установленный макроиспытанием на изгиб (рис. 1*в*, кривая 2). Полное исчезновение картин пластической деформации происходит лишь при начале процессов кристаллизации с поверхности (> 750 К) и распространяющейся вглубь образцов. Сопоставление графиков на рис. 1*в* и рис. 3 показывает, что охрупчивание наступает тогда, когда снижение плотности и длины ПС находится на второй стадии стремительного падения. Эти данные кардинально расходятся с выводами, сделанными Кимурой и Масумото [45]. По их мнению, способность к формированию ПС не претерпевает заметного изменения (снижения) в температурном интервале макроскопического вязко-хрупкого перехода. По результатам наших исследований, явление охрупчивания имеет две структурные причины, связанные между собой: снижение склонности к пластическому течению в аморфной матрице и резкий спад сопротивления развитию магистральных квазихрупких трещин.

Упрочняющие эффекты. Основными причинами упрочнения АС при термической обработке на начальных стадиях кристаллизации ($V_v \leq 0.5$) являются:

1) *различие между модулями упругости выделяющейся кристаллической фазы и аморфной матрицы:*

$$HV = HV_A \left[1 + V_v \left(\frac{E_K}{E_A} - 1 \right) \right] \quad (1)$$

где E_A и E_K – модули Юнга аморфной и кристаллической фаз; HV_A – микротвёрдость аморфной матрицы; V_v – объёмная доля кристаллических фаз.

Примером реализации модульного фактора является АС $Fe_{70}Cr_{15}V_{15}$, в котором протекает эвтектический механизм кристаллизации в интервале температур 733-783 К. Формирующиеся кристаллы с эвтектической фазой представляют собой бочкообразные глобулы из чередующихся нанопластин борида железа Fe_3V и α (ОЦК)-твёрдого раствора Fe-Cr.

На рис. 4 представлена рассчитанная на основании уравнения (1) линейная зависимость $HV(V_v)$ на стадии кристаллизации АС $Fe_{70}Cr_{15}V_{15}$. Экспериментальные точки удовлетворительно соответствуют теоретической зависимости. В данном случае упрочнение связано с более высокими значениями упругих модулей частиц кристаллической фазы ($E_K = 240$ ГПа), выделяющихся в аморфной матрице, модуль Юнга которой составляет $E_A = 190$ ГПа.

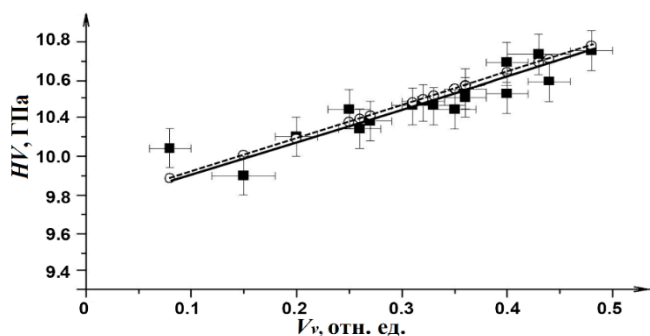


Рис. 4 Поведение микротвёрдости от объёмной доли кристаллической фазы при отжиге АС $Fe_{70}Cr_{15}V_{15}$: \circ – рассчитанные по формуле (1) значения, \blacksquare – экспериментальные значения.

2) взаимодействие частиц нанокристаллической фазы с деформационными полосами сдвига, распространяющимися в аморфной матрице.

Примером реализации структурного фактора является АС $Fe_{50}Ni_{33}V_{17}$. После его отжига нанокристаллические частицы γ -фазы (ГЦК) имеют форму, близкую к равноосной, и их размер не меняется (≈ 20 нм) при любых температурно-временных параметрах термической обработки. Стабилизацию размера нанокристаллов можно объяснить тем, что вокруг γ -Fe-Ni частиц формируется барьерная область, обогащённая бором, которая сдерживает рост нанокристаллов и повышает термическую стабильность аморфной матрицы. Для данного сплава значение E_A и E_K приблизительно равны. Характер микротвёрдости от объёмной доли наночастиц описывается зависимостью (K – коэффициент пропорциональности)

$$HV \sim K(V_v)^{1/3}, \quad (2)$$

близкой к зависимости Орована (3), когда движущиеся дислокации взаимодействуют с некогерентными частицами второй фазы:

$$\sigma = \sigma_0 + cG\varepsilon \left(\frac{V_v b}{D}\right)^{1/2}, \quad (3)$$

где σ – деформационное напряжение, σ_0 – деформационное напряжение в матричном материале (кристалле), в случае отсутствия упрочняющих частиц, c – константа, равная 0.1-0.6, G – модуль сдвига, V_v – объёмная доля частиц, b – вектор Бюргера движущейся дислокации, D – размер частиц, ε – степень пластической деформации.

Наблюдается заметное сходство между влиянием объёмной доли частиц на упрочнение в кристаллах и в АС (рис. 5). Аналогия не является неожиданной, т.к. ПС, реализующие пластическую деформацию в аморфном состоянии, являются на мезоуровне по существу эффективными дислокациями, вектор Бюргера которых точно не определён.

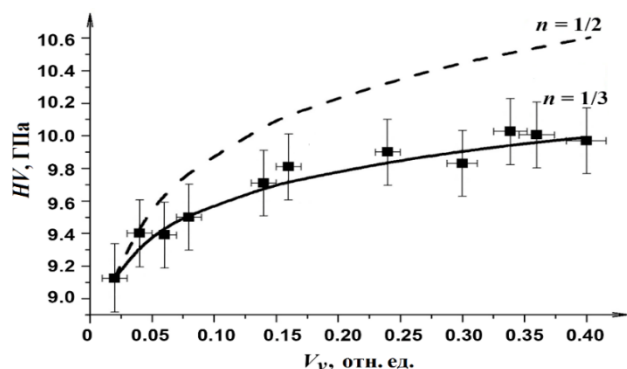
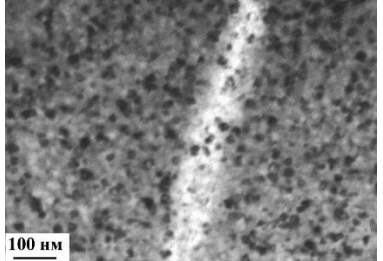
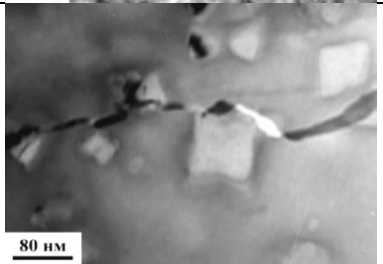

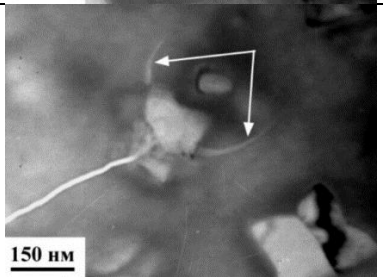
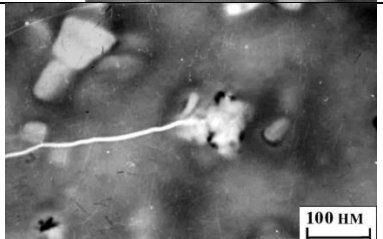


Рис. 5 Зависимость микротвёрдости от объёмной доли кристаллической фазы при отжиге АС $Fe_{50}Ni_{33}V_{17}$ и зависимость Орована для кристаллов (пунктирная линия).

С помощью ПЭМ детально изучено поведение полос сдвига с наночастицами в аморфно-нанокристаллических композитах, полученных при отжиге АС на основе железа и кобальта. Деформационные полосы создавались в процессе индентирования фольги, непосредственно перед проведением ПЭМ. На основании анализа электронно-микроскопических изображений структур удалось систематизировать множественные акты взаимодействия полос сдвига с нанокристаллами (табл. 3).

Таблица 3 Классификация актов взаимодействия полос сдвига с наночастицами в отожжённых АС.

Название	Описание механизма	ПЭМ-изображение
Поглощение	Полоса сдвига игнорирует малые по размеру наночастицы. Она проходит, «вбирая» их скопления, и не меняет траекторию своего движения в аморфной матрице.	
Огибание	Полоса сдвига огибает встречную на своём пути продвижения наночастицу, изменяя траекторию в аморфной матрице. Её движение напоминает процесс двойного поперечного скольжения дислокации, преодолевающей жёсткий барьер.	
Перерезание	Полоса сдвига проходит сквозь наночастицу, «перерезая» её. Случай реализуется, если полоса сдвига может стимулировать дислокационное течение в наночастице.	
Аккомодация	<u>Первичная.</u> Полоса сдвига, упираясь в наночастицу, вызывает в ней большие упругие искажения, которые, в свою очередь, инициируют полосу сдвига в аморфной матрице по другую сторону от наночастицы. Как правило, траектория движения аккомодационной полосы совпадает с траекторией исходной полосы сдвига.	
	<u>Вторичная.</u> Упруго-напряженный нанокристалл инициирует от своей границы несколько новых вторичных полос сдвига в аморфную матрицу (на фото указаны стрелками).	
Торможение	Полоса сдвига останавливается / «застревает» у межфазной границы или внутри наночастицы.	

На примере АС $\text{Fe}_{58}\text{Ni}_{25}\text{B}_{17}$ установлено, что определяющим фактором смены механизма взаимодействия ПС с наночастицами является размер нанокристаллов (рис. 6).

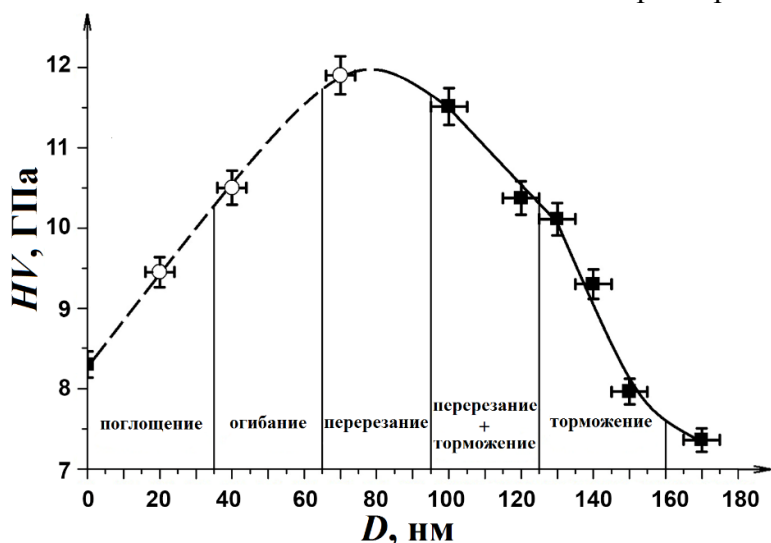


Рис. 6 Зависимость микротвёрдости от среднего размера наночастиц для АС $\text{Fe}_{58}\text{Ni}_{25}\text{B}_{17}$ при отжиге.

В диапазоне $D > 80-170$ нм для АНК установлен «нормальный» ход зависимости $HV = f(D)$, подобно закону Холла-Петча в поликристаллических материалах, т.е. при уменьшении размера наночастиц наблюдается существенный рост микротвёрдости. Однако, при $D \leq 80$ нм зафиксирована «аномальная» зависимость $HV = f(D)$, т.е. последующее уменьшение размера нанокристаллов приводит к резкому спаду HV . За «нормальное» соотношение $HV = f(D)$ отвечают акты торможения и перерезания, а за «аномальное» – акты поглощения и огибания.

Явление пластификации. Эффект пластификации (рост трещиностойкости K_{Ic}) вначале обнаружен в АС $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$ в диапазоне температур, соответствующих переходу в нанокристаллическое состояние (рис. 7а). Аналогичный, но более выраженный пластифицирующий эффект наблюдается в АС $\text{Fe}_{53.3}\text{Ni}_{26.5}\text{B}_{20.2}$, $\text{Co}_{28.2}\text{Fe}_{38.9}\text{Cr}_{15.4}\text{Si}_{0.3}\text{B}_{17.2}$, а также в $\text{Fe}_{58}\text{Ni}_{25}\text{B}_{17}$ (максимум при температуре 653 К) (рис. 7б).

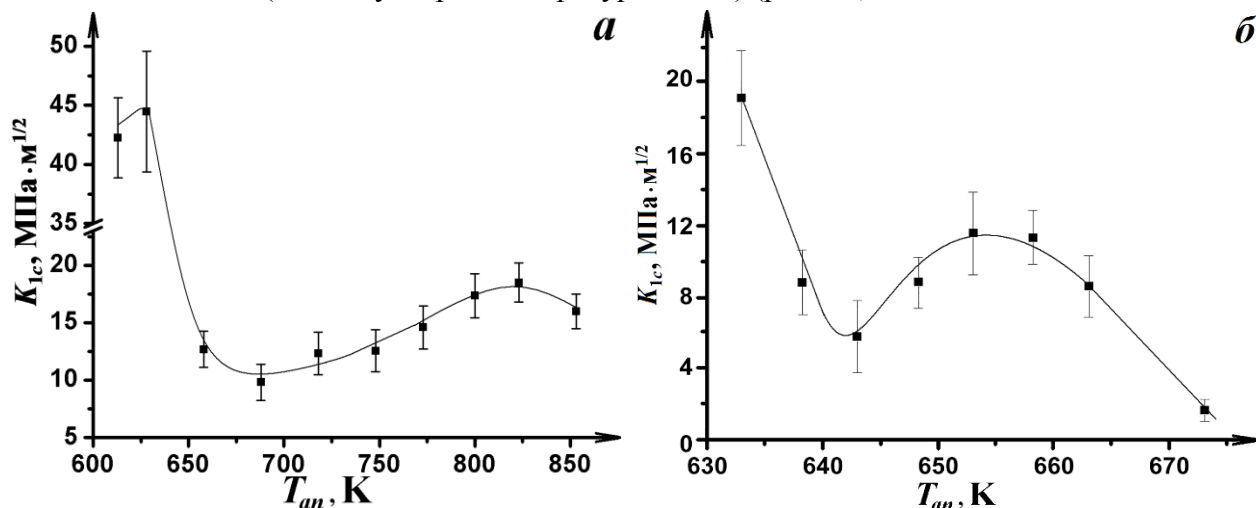


Рис. 7 Поведение трещиностойкости АС $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$ (а) $\text{Fe}_{58}\text{Ni}_{25}\text{B}_{17}$ (б) при термической обработке.

Для АС $\text{Fe}_{58}\text{Ni}_{25}\text{B}_{17}$ ПЭМ-исследования показали заметное увеличение размера и объёмной плотности дисперсных наночастиц α -фазы (ОЦК) в области обнаруженной аномалии механического поведения. Характерный размер частиц, при котором зафиксирован максимум параметра K_{Ic} соответствует 110-120 нм при объёмной плотности 1.3×10^2 мкм⁻³ кристаллической фазы. Дальнейший (при более высоких температурах отжига) спад трещиностойкости связан с появлением в структуре боридов $(\text{Fe},\text{Ni})_3\text{B}$ и полной объёмной кристаллизацией материала.

Обнаруженное явление пластификации обусловлено эффективным торможением квазихрупких трещин, возникших и растущих в аморфной матрице в результате приложения внешней нагрузки. Предложен новый оригинальный механизм этого торможения в аморфно-нанокристаллическом состоянии. На рис. 8 показано характерное ПЭМ-изображение растущей трещины в АС $\text{Fe}_{58}\text{Ni}_{25}\text{B}_{17}$ после отжига. Видно, что трещина оканчивается в области наночастицы, которая является непреодолимым препятствием на пути её движения.

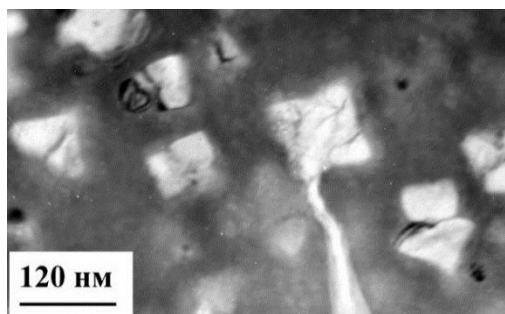


Рис. 8 Торможение трещины на наночастице. Светлопольное ПЭМ-изображение структуры отожжённого АС $\text{Fe}_{58}\text{Ni}_{25}\text{B}_{17}$ при $T_{an} = 658$ К, $t_{выд} = 1$ ч.

Торможение трещины начинается, предположительно, не на межфазной границе «аморфная матрица-нанокристалл» (обе фазы имеют в данном случае близкие по значению упругие модули), а в окрестности наночастицы при подходе к ней. Это обусловлено тем, что вокруг наночастиц формируется мощная атмосфера атомов бора, имеющих в значительном количестве в АС, но нерастворимых в кристаллической фазе. Модуль Юнга такой атмосферы существенно выше, чем в аморфной матрице, где распространяется квазихрупкая трещина. Это должно привести к эффекту её замедления или полного торможения вблизи частицы.

Магнитные свойства АС. Изучено изменение магнитных характеристик при термообработке в сопоставлении со структурными превращениями в АС $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$ (рис. 9). Нагрев АС выше 700 К приводит к началу кристаллизации с образованием ферромагнитных фаз, а в области температур от 588 К до 688 К АС находится в аморфном парамагнитном состоянии. Магнитный фазовый переход предшествует структурному. Он реализуется для исследованного АС после достижения точки Кюри ($T_c = 538$ К). Интенсивное выделение кристаллических фаз свыше $T_{an} = 803$ К нашло отражение в резком изменении коэрцитивной силы – величина H_c возросла с 13 мЭ до 227 мЭ (рис. 9а), т.е. данная характеристика деградирует при объёмной кристаллизации. При достижении T_{crys} происходит смена формы петли гистерезиса и её уширение относительно исходного аморфного состояния (рис. 9б). На рис. 9а максимум намагниченности вблизи 800 К представляет собой суперпозицию двух кривых от ферромагнитных фаз $\alpha\text{-Co} + \beta\text{-Co}$ и $(\text{Fe},\text{Co})_3\text{Si}$. Кроме того, после отжига при 773 К РСА выявил парамагнитные фазы $(\text{Co},\text{Fe})_2\text{Si}$. Сохранение постоянного значения намагниченности свыше 800 К (рис. 9а) объясняется тем, что в ходе полиморфного превращения $\alpha \rightarrow \beta$ в кобальте, модификация $\beta\text{-Co}$ всегда является ферромагнитной.

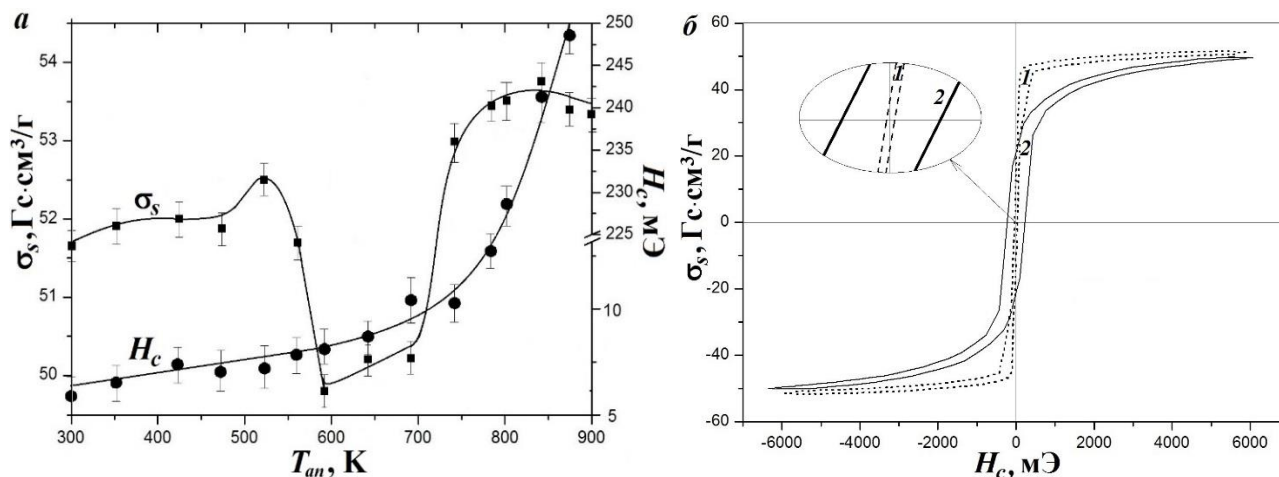


Рис. 9 Магнитное поведение АС $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$: а – зависимость удельной намагниченности насыщения σ_s и коэрцитивной силы H_c от температуры, б – петли гистерезиса при 748 К (1), 838 К (2).

При термической обработке исследовано поведение магнитных свойств АС $\text{Fe}_{78.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ (рис. 10), характеризующегося высокой индукцией насыщения и низкой коэрцитивной силой.

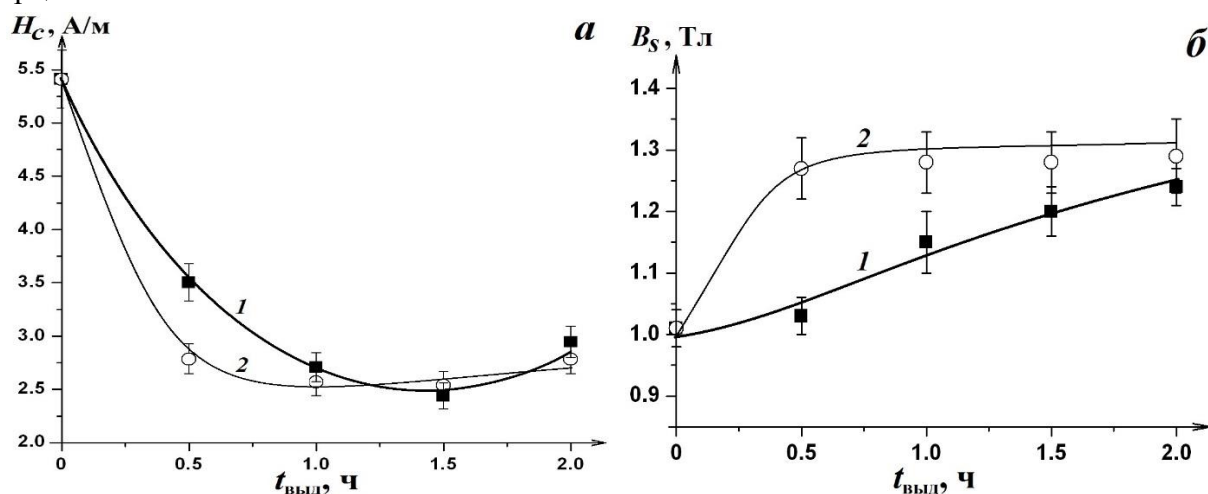


Рис. 10 Зависимость коэрцитивной силы (а) и индукции насыщения (б) для сплава $\text{Fe}_{78.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ от времени выдержки при температурах отжига: 1 – $T_{\text{ан}} = 813$ К, 2 – $T_{\text{ан}} = 833$ К.

Отжиг АС $\text{Fe}_{78.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ по режиму $T_{\text{ан}} = 833$ К, $t_{\text{выд}} = 1.5$ ч способствует наиболее оптимальным магнитным свойствам ($B_s = 1.24$ Тл, $H_c = 2.5$ А/м) при условии сохранения компромиссного сочетания высокой твёрдости $HV = 13$ ГПа и удовлетворительной трещиностойкости $K_{1c} = 22.3$ МПа·м^{1/2}.

Коррозионная стойкость АС при отжиге. Обработка в диапазоне $T_{\text{ком}} < T_{\text{ан}} \leq 748$ К способствует увеличению коррозионной стойкости АС $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$ как в пределах аморфного, так и последующего аморфно-нанокристаллического состояния (рис. 11а). Сплав, отожжённый при 748 К, обладает наиболее протяжённой площадкой пассивности, указывающей на образование самой стабильной пассивационной плёнки. Благодаря ей материал не растворяется вплоть до потенциалов 1.1 В (рис. 11б). Свыше 748 К наблюдается резкий спад устойчивости к коррозии, сопровождающийся объёмной кристаллизацией сплава.

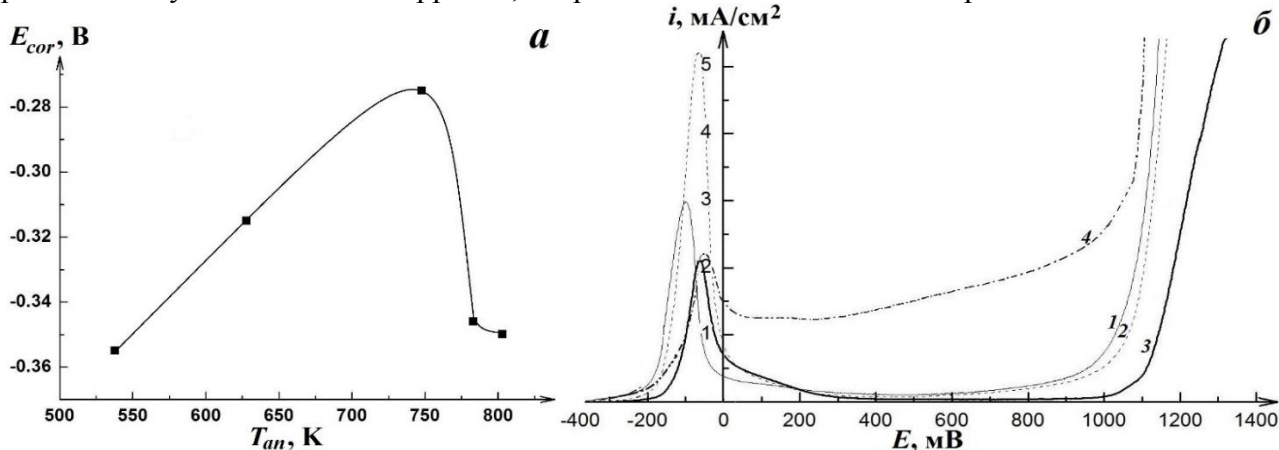


Рис. 11 Изменение потенциала свободной коррозии (а) и поляризационные кривые (б) АС $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$ при различных температурах отжига: 1 – 538 К, 2 – 628 К, 3 – 748 К, 4 – 783 К.

Деформация и разрушение отожжённых лент АС при индентировании. Для ряда АС на основе переходных металлов установлена схожая морфология деформации и разрушения после локального нагружения по мере перехода из аморфного в кристаллическое состояние при отжиге (табл. 4). Перед индентированием термически обработанные образцы лент АС размером 15×20 мм предварительно были зафиксированы на эластичную подложку.

В частности, сопоставив морфологический атлас поверхности отожжённого АС системы Co-Fe-Cr-Si-B после индентирования (табл. 4) с результатами его структурных изменений, можно выделить три температурных диапазона, при переходе от одного к другому происходит

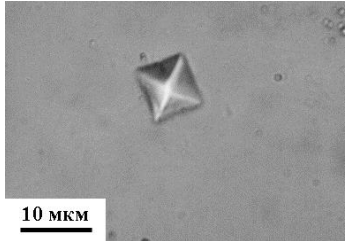
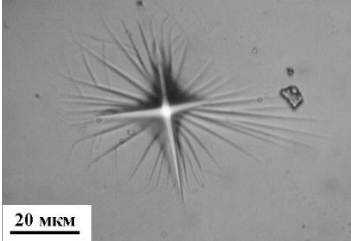
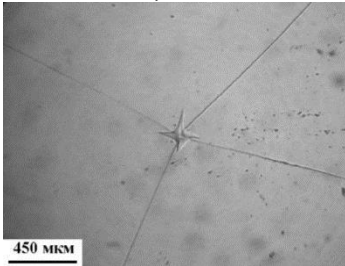
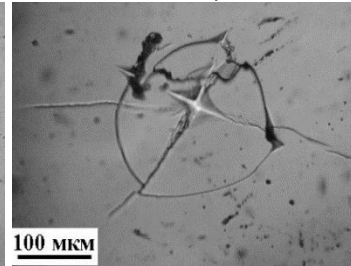
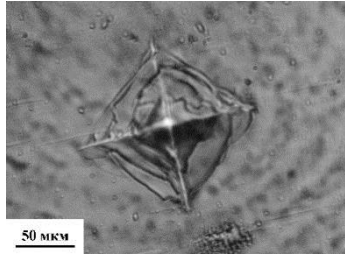
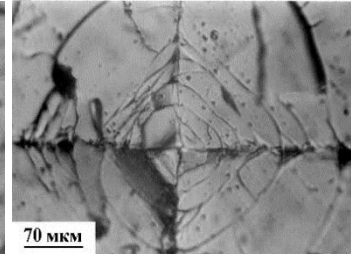
смена характерных картин деформирования и разрушения, что является следствием протекающих процессов структурной релаксации и последующей кристаллизации:

1) При $T_{\text{ком}} < T_f$ АС демонстрируют свою уникальную пластичность, когда даже максимальная нагрузка на индентор может вызвать проявление только сильнолокализованной пластической деформации в виде полос сдвига вокруг отпечатка.

2) Интервал температур $T_f \leq T_{an} \leq T_{sb}$ является переходным, так как при более низких температурах не образуются трещины (для $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$ температура отпускной хрупкости $T_f = 613$ К), а при более высоких – нет полос сдвига (температура полного исчезновения ПС для $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$ $T_{sb} = 748$ К). В данном интервале температур АС находится всё ещё в аморфном, но охрупченном состоянии по причине явления вязко-хрупкого перехода. Именно поэтому наблюдаются масштабные радиальные и кольцевые трещины, а также отколы.

3) Интервал $T_{sb} < T_{an} \leq T_{crys}$ соответствует окончательной трансформации АС в кристаллическое состояние (для $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$ $T_{crys} = 803$ К). Его отличительной чертой является формирование достаточно симметричных картин разрушения, состоящих из квадратных сеток трещин, вложенных друг в друга.

Таблица 4 Атлас картин деформации и разрушения АС $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$ при индентировании.

$T, \text{ К}$	Типовая морфология		Описание
$T_{\text{ком}} < 613 \text{ К}$	$T_{an} = 573 \text{ К}, P < 100 \text{ г}$ 	$T_{an} = 573 \text{ К}, P \approx 100-200 \text{ г}$ 	При малых нагрузках наблюдается типовой отпечаток от индентора, при больших нагрузках – отпечаток окружён полосами сдвига.
$613 \text{ К} \leq T_{an} \leq 748 \text{ К}$	$T_{an} = 673 \text{ К}, P = 120 \text{ г}$ 	$T_{an} = 728 \text{ К}, P = 100 \text{ г}$ 	В области индентирования образуются прямые радиальные трещины, часть из них может пересекаться с кольцевыми трещинами. Несмотря на охрупчивание, возможны пластические деформации АС (наличие редких полос сдвига) до $T_{an} = 748 \text{ К}$.
$748 \text{ К} < T_{an} \leq 803 \text{ К}$	$T_{an} = 773 \text{ К}, P = 110 \text{ г}$ 	$T_{an} = 800 \text{ К}, P = 130 \text{ г}$ 	Преимущественно формируются отпечатки, представляющие сетку трещин, ориентированных параллельно граням пирамиды. Наряду с ними могут образовываться кольцевые трещины по мере удаления от зоны индентирования.

Вторая глава посвящена изучению влияния наносекундной импульсной обработки эксимерным KrF УФ лазером ($\lambda = 248 \text{ нм}$, $\tau = 20 \text{ нс}$) на эволюцию структуры и механические свойства АС, а также лазерному дизайну различных вариантов АНК.

Предварительно проведено компьютерное моделирование тепловых полей в среде Mathcad при лазерном нагреве АС для выбора оптимальных режимов микро- и наноструктурирования с учётом химического состава, исходных теплофизических свойств АС. Например, на рис. 12 и рис. 13 приведены расчётные данные для АС $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$. Количество импульсов n варьировалось от 1 до 1000; энергия импульса E составляла 150 мДж; плотность энергии $W = 0.3 \text{ Дж} \cdot \text{см}^{-2}$; частота следования задавалась 2 Гц, радиус пятна $R_s = 4.2 \text{ мм}$.

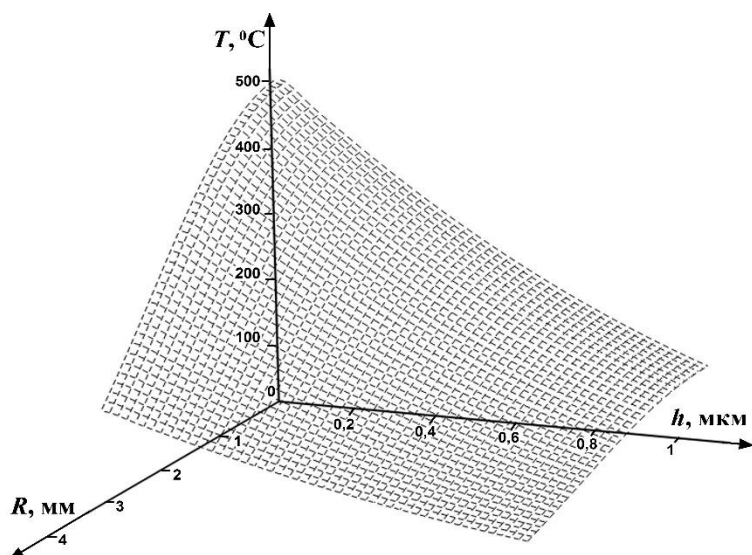


Рис. 12 Температурные поля в АС $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$ при 20 импульсах.

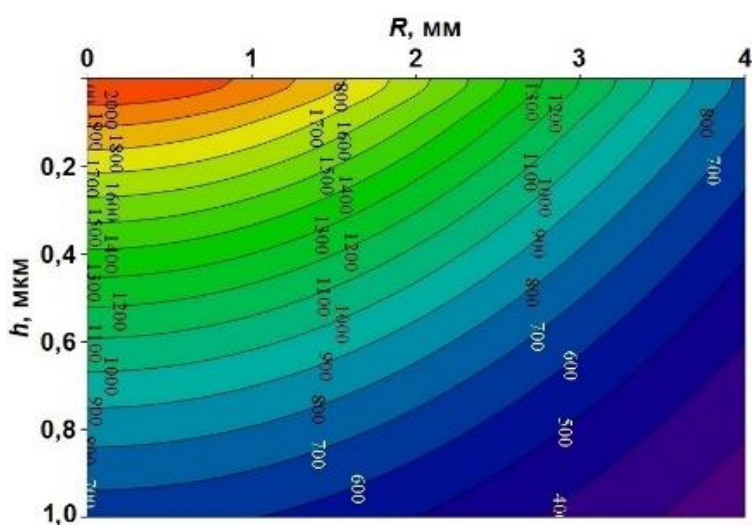


Рис. 13 Изотермы в АС $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$ при 800 импульсах.

Определена толщина h прогретого слоя, т.е. зоны термического влияния, на которую распространяется нагрев за единственный импульс: для АС $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$ она составляет 0.75 мкм, для $\text{Fe}_{50}\text{Ni}_{33}\text{B}_{17}$ – 0.76 мкм и для $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25}$ – 0.49 мкм. Поскольку расстояние, на которое распространяется тепловой фронт по поверхности или вглубь материала за время действия лазерного излучения (ЛИ) значительно меньше радиуса фокального пятна и толщины ленты АС ($h \ll R_s$), то в этом случае реализуется тепловая модель полубесконечного тела. Распределение интенсивности ЛИ по Гауссу позволяет, используя цилиндрическую симметрию источника ЛИ, получить решение тепловой двумерной задачи. Со значительным увеличением числа импульсов (от $n = 300$ имп и выше) в расчётах должна быть смена тепловой модели полубесконечного тела на модель для тонкой пластины. С учётом этого в результатах моделирования получено, что при больших дозах облучения на поверхности достигаются плавильные температуры и температуры кристаллизации в более глубоких слоях образцов АС (рис. 13).

Лазерное упрочнение АС. Численный расчёт показал сверхвысокие значения скоростей нагрева и охлаждения АС (табл. 5). Такие скорости являются характерной чертой лазерной закалки, которую можно использовать для поверхностного термоупрочнения АС, что было успешно реализовано.

Таблица 5 Рассчитанные диапазоны скоростей нагрева и охлаждения АС при лазерной обработке.

АС	$v_{\text{наг}} \text{ } (^{\circ}\text{C}/\text{c})$	$v_{\text{охл}} \text{ } (^{\circ}\text{C}/\text{c})$
$\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$	$8.9 \cdot 10^9 - 3.31 \cdot 10^{10}$	$-1.56 \cdot 10^9 - -5.9 \cdot 10^7$
$\text{Fe}_{50}\text{Ni}_{33}\text{B}_{17}$	$8.6 \cdot 10^9 - 3.2 \cdot 10^{10}$	$-1.5 \cdot 10^9 - -5.7 \cdot 10^7$
$\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25}$	$2.6 \cdot 10^{10} - 9.7 \cdot 10^{10}$	$-4.6 \cdot 10^9 - -1.7 \cdot 10^8$

Например, облучение поверхности АС $\text{Fe}_{53.3}\text{Ni}_{26.5}\text{B}_{20.2}$ УФ лазером при $n = 200$ имп обеспечило прирост твёрдости и модуля упругости на 8-10%, а при 500 импульсах – на 23-25% (рис. 14). Лазерная обработка АС $\text{Co}_{28.2}\text{Fe}_{38.9}\text{Cr}_{15.4}\text{Si}_{0.3}\text{B}_{17.2}$ при $n = 500$ имп улучшила HV на 16% (рис. 15а), а облучение в частотном диапазоне от 2 до 10 Гц способно повысить твёрдость на 6% (рис. 15б).

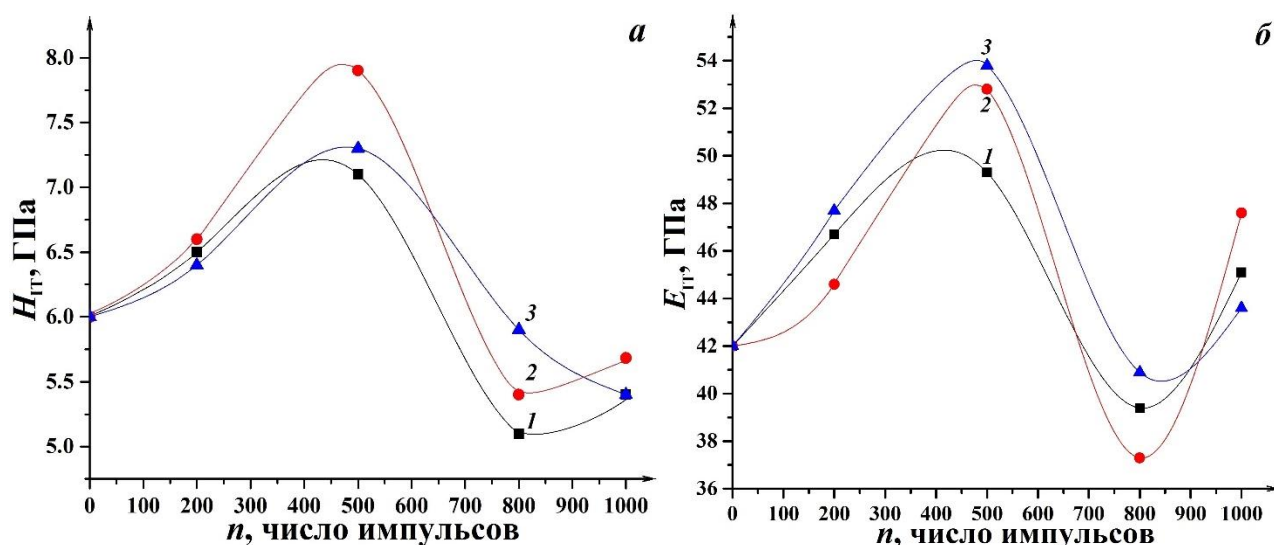


Рис. 14 Зависимости нанотвёрдости (а) и модуля упругости (б) АС $\text{Fe}_{53.3}\text{Ni}_{26.5}\text{B}_{20.2}$ от числа импульсов в различных зонах лазерного воздействия: 1 – центр; 2 – середина радиуса; 3 – край.

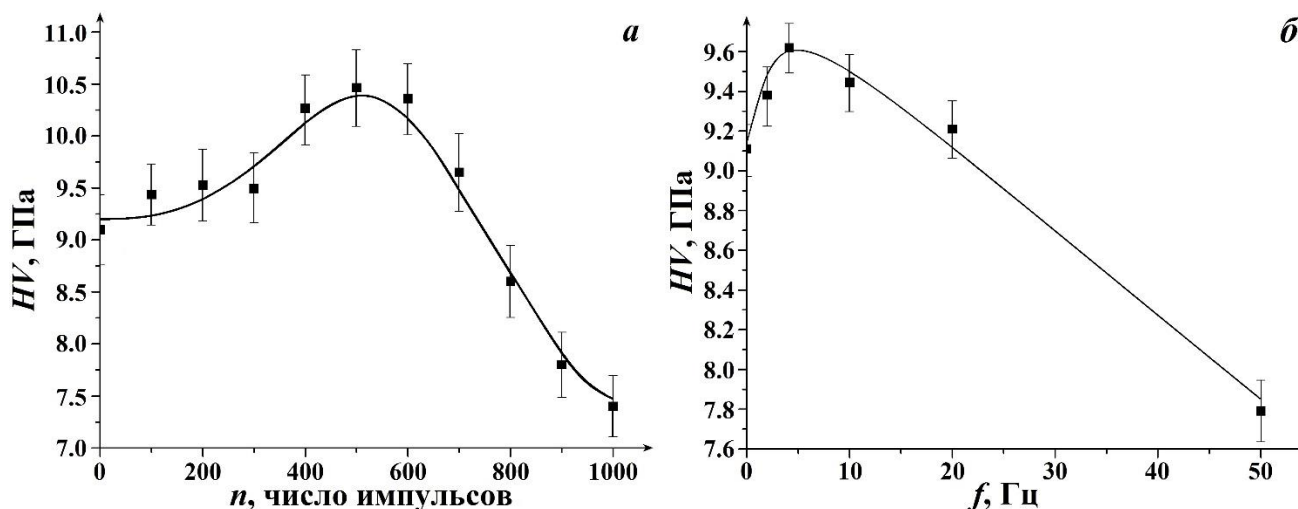


Рис. 15 Поведение микротвёрдости АС $\text{Co}_{28.2}\text{Fe}_{38.9}\text{Cr}_{15.4}\text{Si}_{0.3}\text{B}_{17.2}$ от числа импульсов (а) при $f = 2$ Гц, $E = 150$ мДж, $W = 0.6$ Дж/см² и от частоты следования импульсов (б) при $n = 100$ имп, $E = 150$ мДж, $W = 0.6$ Дж/см².

Морфологические особенности изменения поверхности АС после лазерного воздействия. Обработка малыми дозами облучения эксимерным УФ лазером эффективна для улучшения качества поверхности, залечивания пор, устранения неровностей, снятия внутренних напряжений, полученных в процессе изготовления лент АС. Например, при $n = 100$ имп высота неровностей профиля АС $\text{Fe}_{53.3}\text{Ni}_{26.5}\text{B}_{20.2}$ в облучённой области $R_z = 0.28$ мкм, а в необработанной – $R_z = 1.15$ мкм.

Определены режимы интенсивной лазерной обработки, приводящие к кристаллизации поверхности АС с возможным появлением цветов побежалостей, а также к нежелательным последствиям – взрывной дендритной кристаллизации, сильному оплавлению, формированию лунок и кратеров (рис. 16, рис. 17).

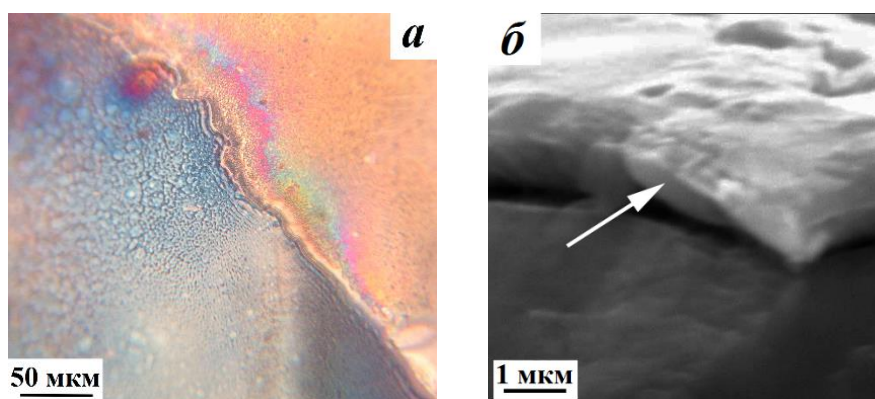


Рис. 16 Цвета побежалости на поверхности и на фронте облучённой зоны АС $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$ (а); фрактография излома АС $\text{Fe}_{50}\text{Ni}_{33}\text{B}_{17}$ (б) при $n = 600$ имп (стрелкой указана оксидная плёнка).

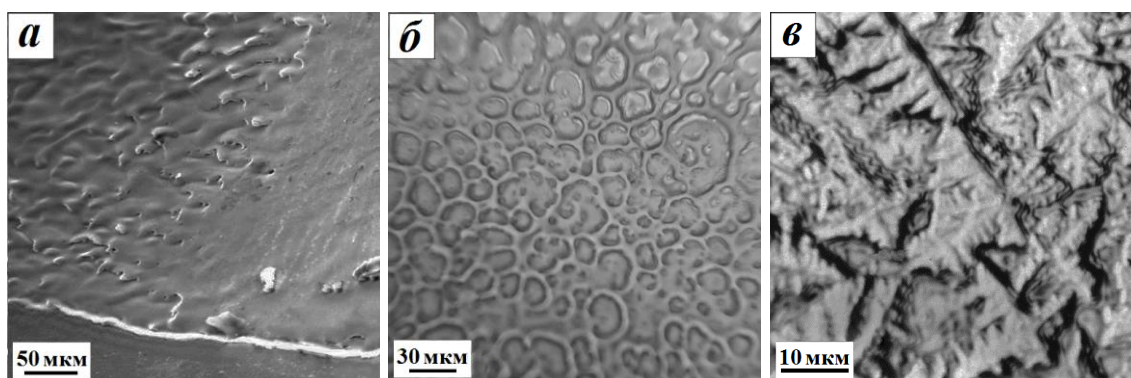


Рис. 17 Структура образцов после больших доз УФ лазера: а, б – $\text{Fe}_{50}\text{Ni}_{33}\text{B}_{17}$, в – $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$.

Лазерный дизайн разных вариантов АНК. Путём варьирования числа импульсов (при неизменных остальных параметрах лазерной установки) получены тонкие кристаллические слои на поверхности лент АС, двух/трёхслойные композиты – «сэндвичи» из аморфно-кристаллических составляющих, а также полностью объёмные закристаллизованные сплавы (рис. 18).

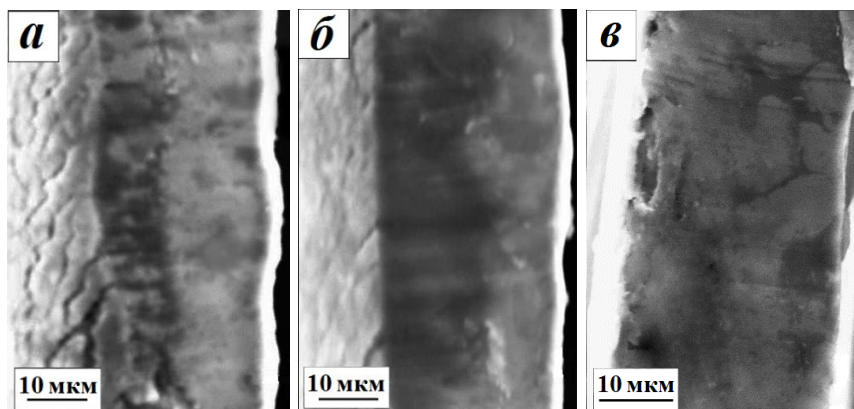


Рис. 18 Фрактография степени кристаллизации АС $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$ после лазерного воздействия: а, б – частично закристаллизованный (30% и 50%, соответственно), в – полностью закристаллизованный.

Кроме того, сформированы АНК путём создания KrF УФ лазером локальных облучённых зон на поверхности АС через диафрагму с круговыми отверстиями. Эти зоны были распределены в строго заданном геометрическом порядке по трём вариантам (рис. 19). Сочетание в композите чередующихся в шахматном порядке аморфных (~ 83%) и нанокристаллических (~ 17%) областей, полученных в ходе лазерного отжига АС $\text{Co}_{28.2}\text{Fe}_{38.9}\text{Cr}_{15.4}\text{Si}_{0.3}\text{B}_{17.2}$, обеспечивает как достаточно высокую прочность, так и ненулевую пластичность исследуемого материала.

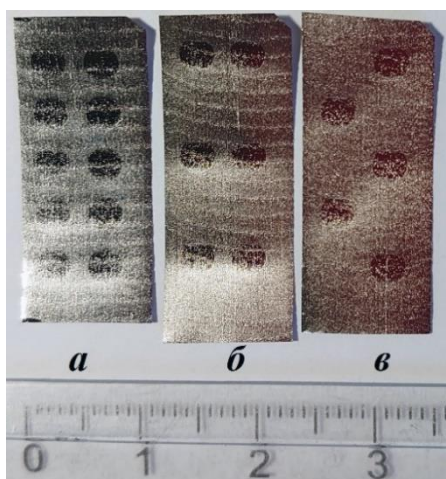


Рис. 19 Варианты избирательного облучения поверхности лент АС $\text{Co}_{28.2}\text{Fe}_{38.9}\text{Cr}_{15.4}\text{Si}_{0.3}\text{B}_{17.2}$ при $f = 2$ Гц, $n = 500$ имп, $E = 150$ мДж, $W = 0.6$ Дж/см², $S = 7$ мм²: плотно покрываемый (а), полосовой (б), шахматный (в).

Магнитное поведение АС при лазерном облучении. Лазерный нагрев, приводящий к структурной релаксации, при которой имеющиеся ранее в АС внутренние напряжения исчезают, будет способствовать устранению закрепления границ доменов и магнитной анизотропии. В результате можно добиться повышения магнитных свойств и избежать магнитные потери. В частности, лазерное облучение АС $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$, при малых дозах приводит к уменьшению величины коэрцитивной силы H_c (табл. 6), что положительно сказывается на гистерезисной петле – она становится более узкой.

Таблица 6 Изменение коэрцитивной силы АС $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$ до и после лазерной обработки.

n , имп	0	100	300	600	800
H_c , мЭ	6	4	8.7	15	242

Третья глава посвящена детальному изучению поведения свойств (механических, магнитных, химических), физических закономерностей структурно-фазовых превращений, а также особенностей деформации и разрушения АС $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$ при кручении под высоким давлением (КВД) в камере Бриджмена в условиях комнатной температуры.

Для исследованного АС обнаружен схожий характер упрочнения при разных видах обработок – два пика микротвёрдости по мере усиления того или иного воздействия (рис. 20). Однако степень и природа наблюдаемых эффектов различна. Первый максимум HV при КВД (рис. 20а) в области середины радиуса дискового образца АС и самый большой по сравнению с другими воздействиями, связан тем, что при КВД на ранних стадиях ($N < 1$) обнаружено формирование двух морфологических типов полос сдвига (ПС) – радиальных и дуговых. Их взаимные пересечения, объединения и перевивы (рис. 21) способны внести существенный вклад в деформационное упрочнение. Кроме того, известно, что в зоне колоний ПС происходят тепловые флуктуации, ведущие к адиабатическому разогреву [63]. С учётом этого, зависимость микротвёрдости от величины деформации можно сравнить с зависимостью $HV(T)$. При отжиге АС наблюдается эффект низкотемпературного упрочнения в диапазоне 373 К (рис. 20б). Вероятно, аналогичный эффект имеет место и на начальных стадиях ИПД, поскольку материал способен нагреваться при КВД. Первый пик HV при отжиге (рис. 20б) может быть связан с сегрегацией атомов-металлоидов на специфических дефектах аморфной матрицы – областях свободного объёма, вносящих определяющий вклад в процессы пластической деформации. Снижение подвижности данных дефектов повышает микротвёрдость и прочность. Что касается лазерного воздействия, то эффект упрочнения при малых дозах облучения занимает промежуточное место: он уступает КВД, но эффективнее отжига (рис. 20в). Это обусловлено тем, что при обработке лазером идёт не просто нагрев, но и ударное упрочнение под воздействием сверхкоротких импульсов. Второй пик HV при всех видах воздействия обусловлен началом процессов кристаллизации, выделением нанокристаллических фаз и их оптимальным распределением. Данные ПЭМ и РСА это подтверждают.

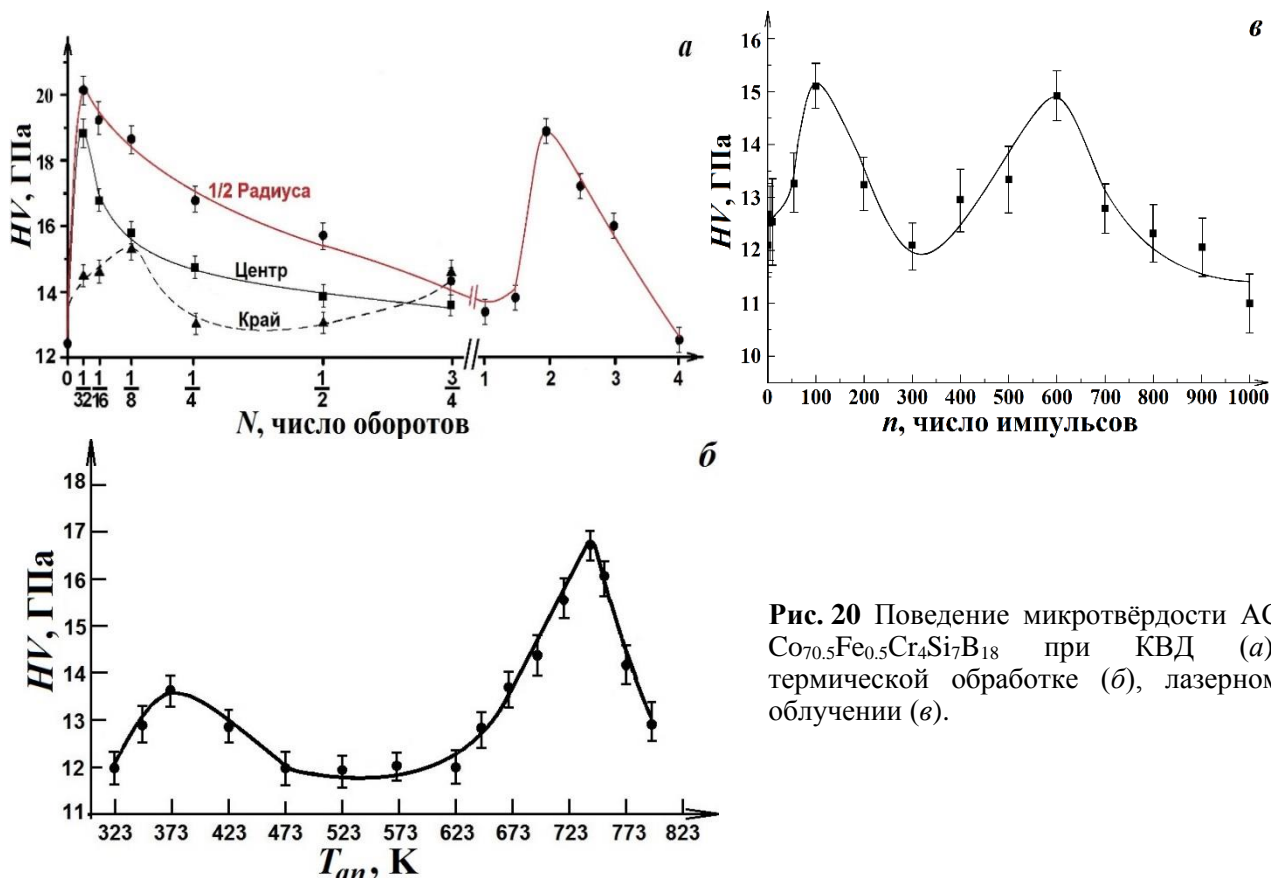


Рис. 20 Поведение микротвёрдости АС $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$ при КВД (а), термической обработке (б), лазерном облучении (в).

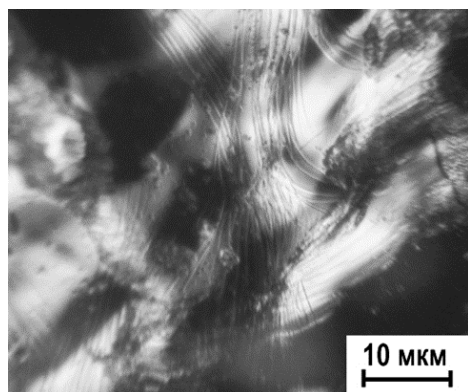


Рис. 21 Полосы сдвига в центре образца АС $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$ при $N = 1/2$.

Таким образом, сопоставляя структуру и механическое поведение изученного АС, выявлены оптимальные режимы обработок (табл. 7) для получения необходимых механических свойств.

Таблица 7 Максимальная микротвёрдость АС $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$, соответствующая определённому виду и режиму обработки при сохранении аморфного состояния.

Обработка	Режим	HV, ГПа
Лазерный нагрев	$n = 100$ имп; $\lambda = 248$ нм; $\tau = 20$ нс; $f = 2$ Гц; $E = 150$ мДж; $W = 0.6$ Дж/см ²	15.1
Печной отжиг	$T_{ан} = 373-423$ К; $t_{выд} = 10$ мин	13.7
ИПД (КВД)	$N = 1/32$ оборота; $P = 4$ ГПа	20

С учётом установленных морфологических особенностей формирования ПС при КВД предпринята попытка продолжить их детальное исследование привлекая метод химического травления для их "декорирования" и выяснить природу эффекта травления АС. Помимо КВД для инициирования ПС образцы подвергались сдвиговому нагружению, изгибу, индентированию. Эксперименты показали, что на исследуемом АС с увеличением продолжительности действия реагента плотность фигур травления вокруг полос сдвига заметно возрастает до 10^8 см⁻² (рис. 22).

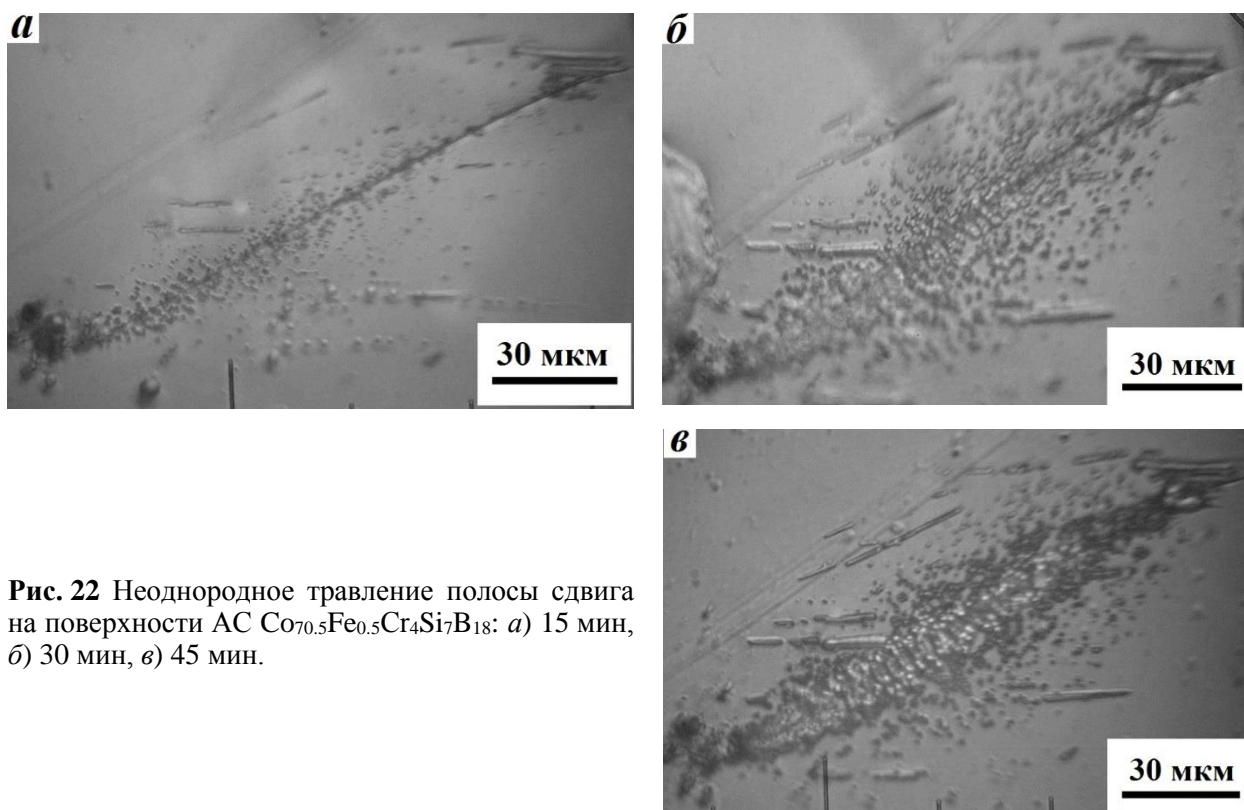


Рис. 22 Неоднородное травление полосы сдвига на поверхности АС $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$: а) 15 мин, б) 30 мин, в) 45 мин.

Этот факт противоречит общепринятому доказательству традиционного дислокационного характера травления в ходе многократного химического воздействия, поскольку если ямки травления связаны с дислокациями, то с увеличением времени травления не должно происходить интенсивного увеличения их плотности, а должен наблюдаться лишь рост размеров и глубины. Кроме того, на поверхности АС отсутствует правильная огранка фигур травления (рис. 23).

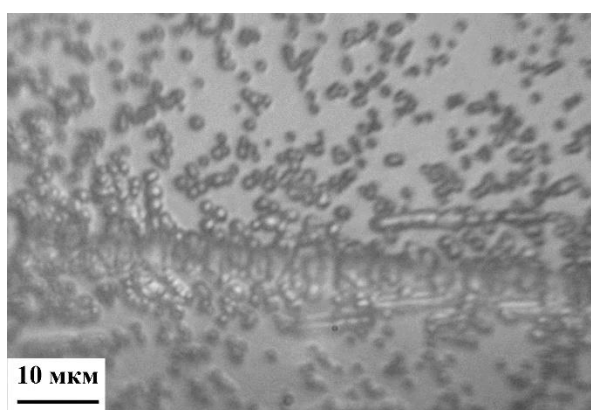


Рис. 23 Ямки травления вблизи полосы сдвига.

Травлению поддается исключительно неконтактная (блестящая) сторона закалочной ленты АС, в то время как контактная (матовая) остаётся недекорированной вдоль ПС. Анализ концентрационных профилей распределения химических элементов в поверхностных слоях АС (рис. 24) позволил заключить, что на неконтактной стороне превалируют атомы металлоидов – бора и кремния (рис. 24а) при “дефиците” основного компонента, т.е. кобальта. В ПС происходит локальное снижение вязкости и эффективное диффузионное перемещение атомов металлоидов в области с избыточным свободным объёмом. Таким образом, ПС эффективно декорируются ямками травления. На контактной стороне атомы химических элементов распределены в приповерхностном слое равномерно и однородно (рис. 24б). Начиная с глубины 30 нм они приближаются к постоянным значениям концентраций, соответствующих химическому составу сплава. Контактная поверхность обогащена атомами кобальта.

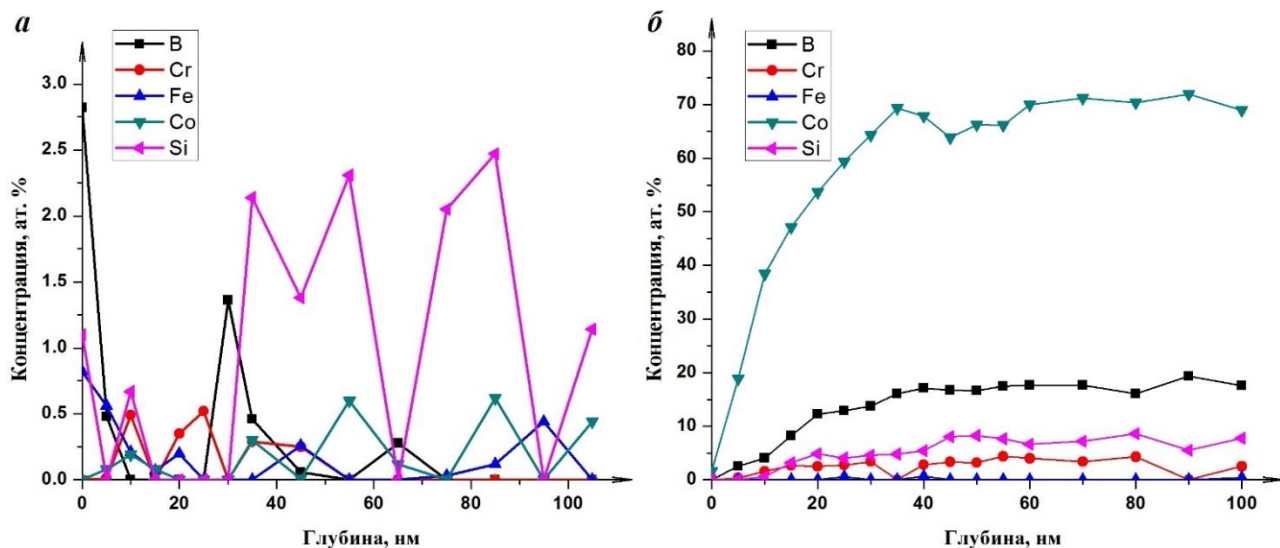


Рис. 24 Распределение химических элементов в поверхностном слое неконтактной (а) и контактной (б) стороны ленты АС $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$.

При КВД в матрице АС активируется процесс кристаллизации с образованием нанокристаллов размером 20-70 нм. Результатом этого является рост магнитных характеристик сплава ввиду их увеличения у образующихся кристаллических фаз (рис. 25а). Величина удельной намагниченности насыщения σ_s возрастает при переводе материала в нанокристаллическое состояние при $N=3$ в сопоставлении с исходным аморфным состоянием. Значение коэрцитивной силы H_c тоже увеличивается, но в пределах сохранения магнитомягкого состояния сплава. При малых степенях деформации ($N=1/2$) АС $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$ демонстрирует высокую коррозионную стойкость и хорошо пассивируется. С увеличением числа оборотов, по мере появления и увеличения объёмной доли кристаллической фазы в аморфной матрице происходит снижение потенциала коррозии в сторону меньших величин (рис. 25б).

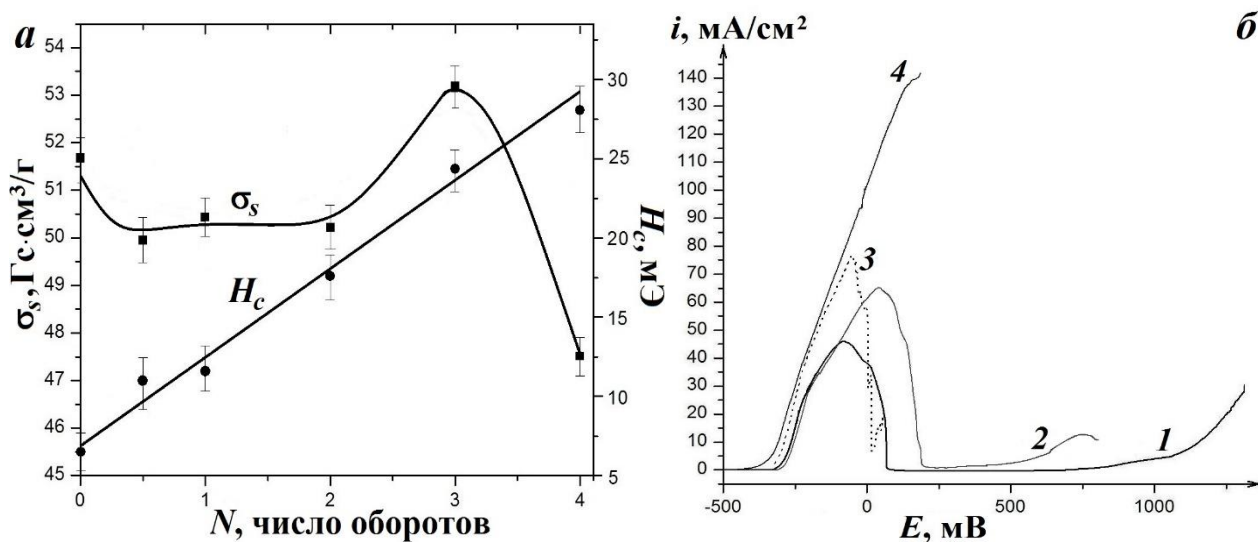


Рис. 25 Поведение удельной намагниченности насыщения, коэрцитивной силы (а) и поляризационных кривых (б) при КВД АС $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$: $N=1/2$ (1), $N=2$ (2), $N=3$ (3), $N=4$ (4).

При $N=2$ исследованный сплав находится в аморфно-кристаллическом состоянии, но имеет удовлетворительную устойчивость к коррозии благодаря формирования защитного пассивирующего слоя (Co_3O_4 и CoFe_2O_4). При $N=4$ наблюдается активное растворение материала без пассивации, сопровождающееся быстрым ростом плотности тока. Существенную роль, влияющую на устойчивость к коррозии, помимо химического состава и структуры, играет состояние поверхности материала. Наличие на ней неоднородностей (царапин, каверн) после КВД может стимулировать локальное коррозионное разрушение.

В четвёртой главе реализована идея создания слоистых аморфно-нанокристаллических композитов, используя возможности больших пластических деформаций, осуществляемых в камере Бриджмена. Были применены два принципиально различных методических приёма (рис. 26): 1) консолидация в условиях КВД лент АС, полученных закалкой из расплава, с различными химическими составами и механическими свойствами; 2) КВД исходно нанокристаллических ламинатов Cu-Nb, полученных в ходе предварительной многократной пакетной (аккумулирующей) прокатки.

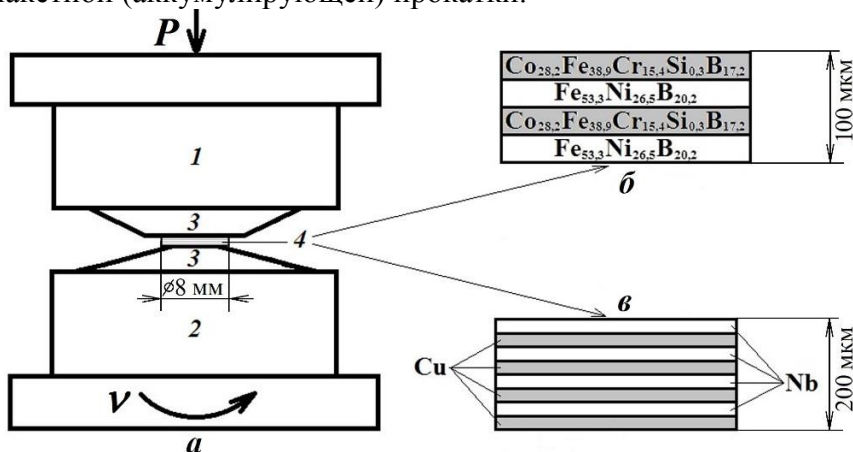


Рис. 26 Схема КВД для получения композитов: камера Бриджмена (а), состоящая из неподвижной 1, подвижной наковальни 2, твёрдосплавных вставок 3, образец 4 из чередующихся лент АС (б) или наноламинат системы Cu-Nb (в).

Аморфно-нанокристаллические композиты, полученные консолидацией двух АС при КВД. Изучено механическое поведение АНК и его составляющих после КВД. Режим $P = 6$ ГПа, $v = 1$ об/мин в камере Бриджмена при $N = 4-6$ обеспечивает оптимальный уровень трещиностойкости и твёрдости полученных АНК (рис. 27).

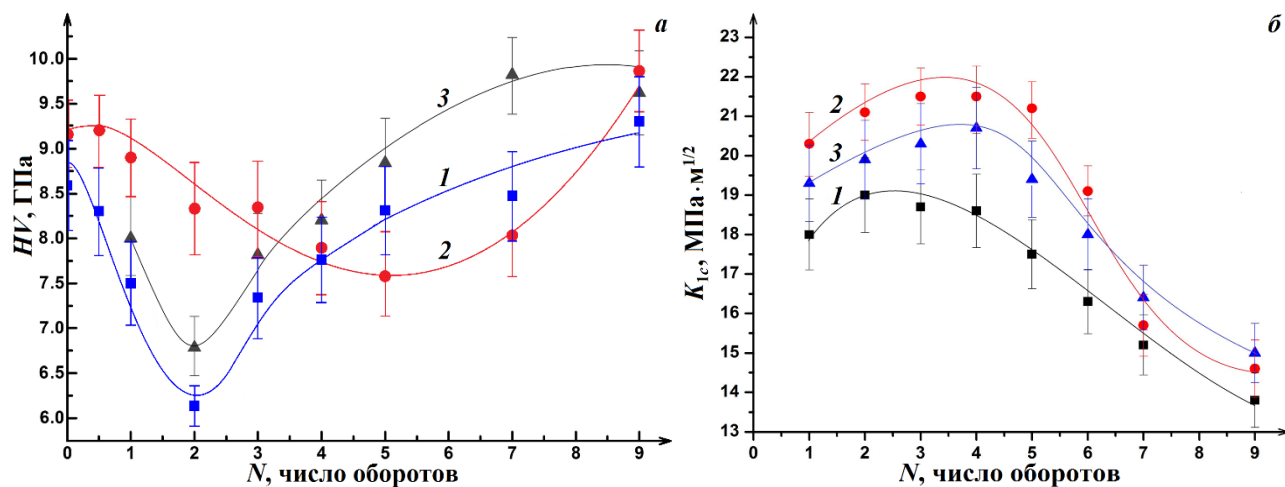


Рис. 27 Изменение микротвёрдости (а) и трещиностойкости (б) материалов при КВД: 1 – АС $Fe_{53.3}Ni_{26.5}B_{20.2}$; 2 – АС $Co_{28.2}Fe_{38.9}Cr_{15.4}Si_{0.3}B_{17.2}$, 3 – композит.

Обнаружен интересный и важный эффект: усреднённое значение микротвёрдости (прочности) композита после КВД при $N > 4$ (кривая 3) превосходит значения HV для его отдельных аморфных составляющих (кривые 1 и 2), из которых он образован (рис. 27а). Наблюдаемый синергичный эффект неаддитивности значения HV связан с взаимным массопереносом компонентов аморфных прекурсоров в процессе КВД.

По данным времяпролётной масс-спектрометрии (рис. 28, рис. 29), ПЭМ и РСА следует выделить три стадии изменения структурно-фазового состояния композитов, сформированных из АС $Fe_{53.3}Ni_{26.5}B_{20.2}$ и $Co_{28.2}Fe_{38.9}Cr_{15.4}Si_{0.3}B_{17.2}$. При $N = 1-3$ АС, составляющие композит, деформируются достаточно независимо, обеспечивая лишь механическое “сцепление” соседних слоёв. При $N = 4-5$ происходит межфазное взаимодействие в тонких приграничных областях с образованием боридных фаз, которое ответственно за эффект неаддитивного (синергичного) упрочнения. Наблюдается частичное вихревое перемешивание, однако фрагменты слоистой структуры всё ещё сохраняются. При $N = 6-9$, по мере увеличения N , переносимые вихревые потоки вещества коагулируют вплоть

до полного перемешивания и образования нового гибридного гомогенного многокомпонентного сплава. По сути это приводит к “исчезновению” исходного композита.

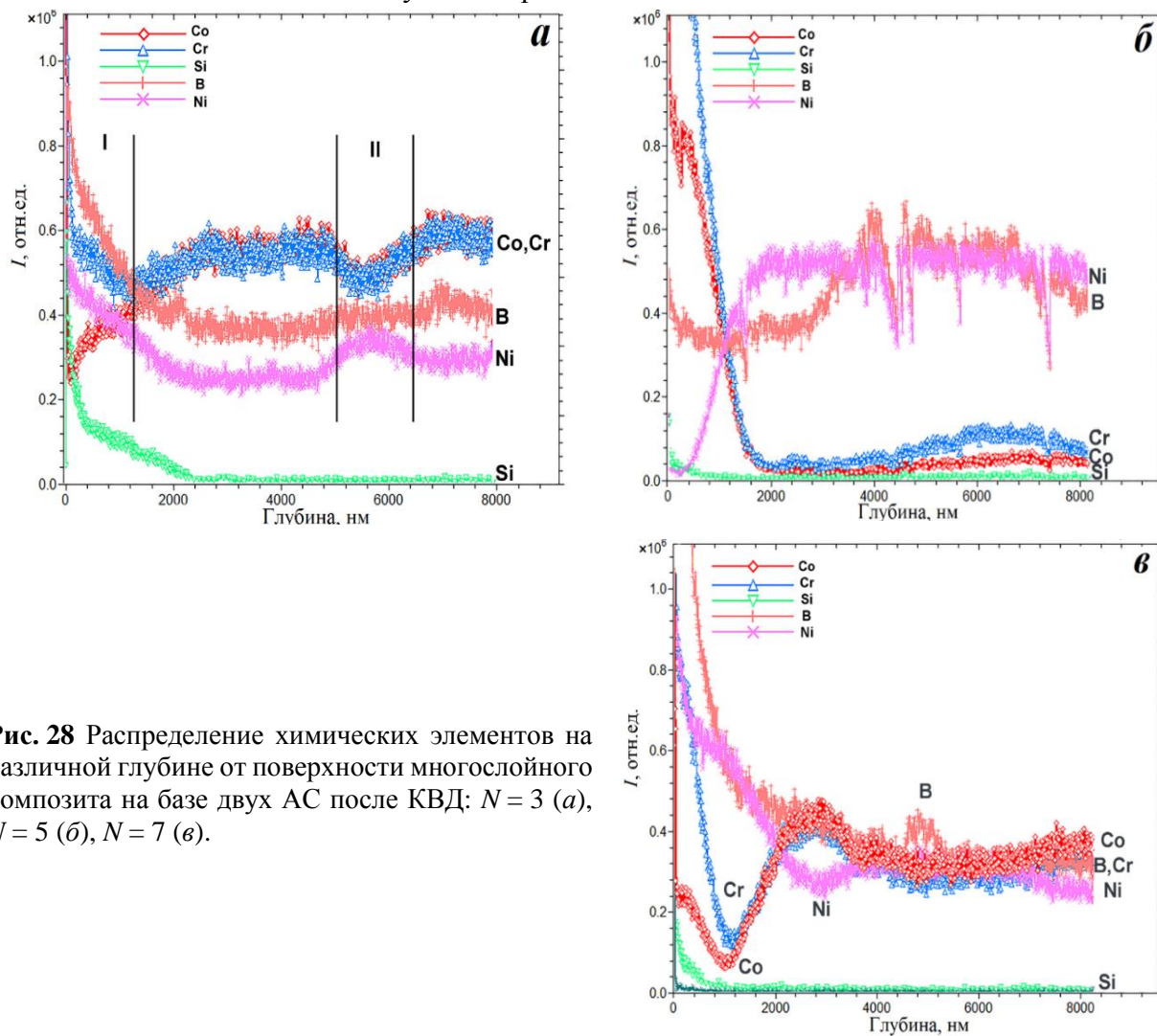


Рис. 28 Распределение химических элементов на различной глубине от поверхности многослойного композита на базе двух АС после КВД: $N = 3$ (*a*), $N = 5$ (*б*), $N = 7$ (*в*).

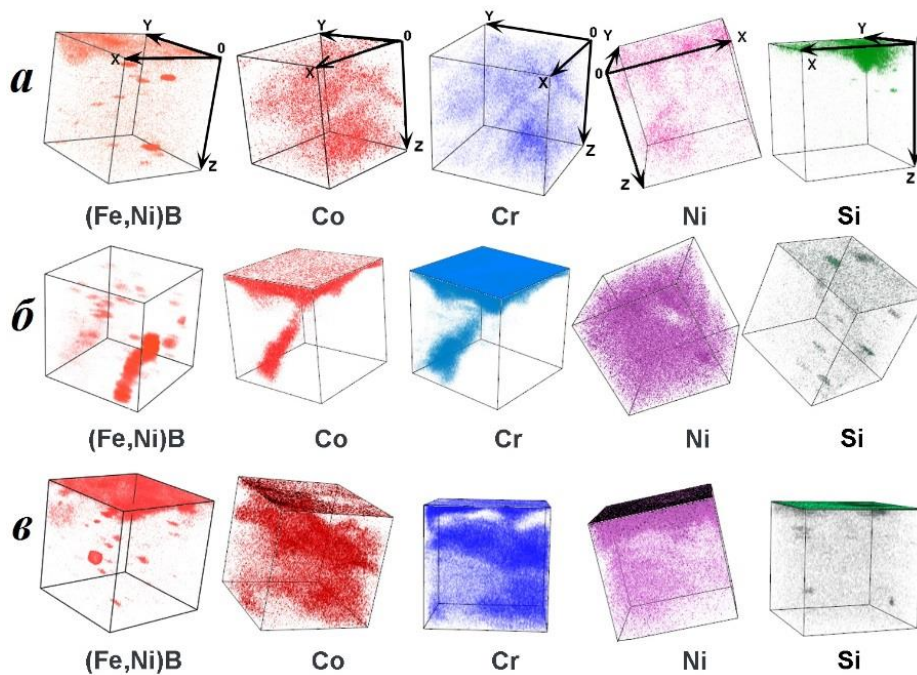


Рис. 29 Трёхмерная реконструкция распределения компонентов в композите после КВД при $N = 3$ (*a*), $N = 5$ (*б*), $N = 7$ (*в*). Размер фигур (по осям X, Y, Z) 120 мкм \times 120 мкм \times 8 мкм.

Существенного влияния КВД на удельную намагниченность насыщения σ_s для АС и для композита на их основе не отмечено. Во всём диапазоне деформаций изменение σ_s не превышает 2-3% относительно исходных значений (до обработки). Коэрцитивная сила H_c более структурно-чувствительна (рис. 30), и при увеличении деформации немонотонно изменяется с выраженным максимумом при $N = 1$. Для сплавов максимальное значение H_c превышает исходное в 1.5-2 раза. Далее величина H_c снижается до значений несколько превосходящих первоначальные и стабилизируется в пределах сохранения магнитомягкого состояния сплавов (рис. 30).

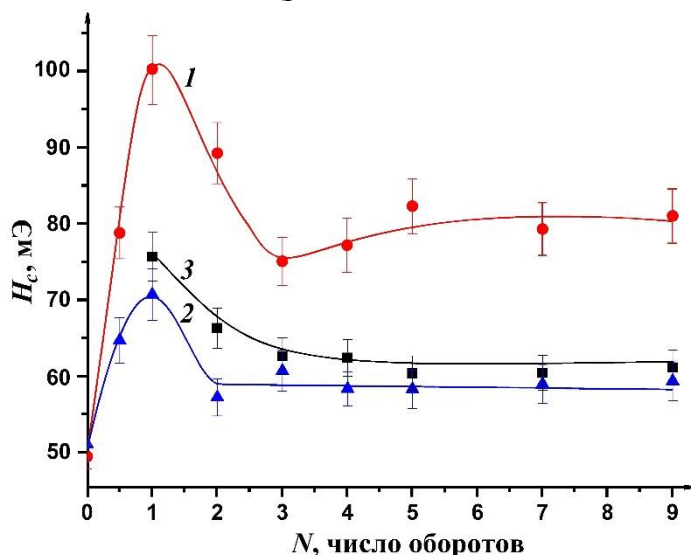


Рис. 30 Зависимость коэрцитивной силы от величины деформации при КВД: 1 – сплав $\text{Fe}_{53.3}\text{Ni}_{26.5}\text{B}_{20.2}$, 2 – сплав $\text{Co}_{28.2}\text{Fe}_{38.9}\text{Cr}_{15.4}\text{Si}_{0.3}\text{B}_{17.2}$, 3 – композит.

Скачки коэрцитивной силы на начальных стадиях деформации связаны с процессами расслоения аморфной матрицы, дальнейшей кластеризацией и, как следствие, сопутствующими изменениями обменного взаимодействия между ферромагнитными компонентами. Кроме того, при возрастании деформации образовавшиеся полосы сдвига могут ветвиться из-за фронтального образования нанокристаллов. Таким образом, формируются дополнительные локальные напряжения в структуре деформационно-индуцированных композитов, которые могут сказаться на поведении H_c .

Аморфно-нанокристаллические композиты, полученные при КВД наноламинатов на основе Cu-Nb. Исходные наноламинаты (до КВД) состоят из ≈ 10 тыс. слоёв Cu и Nb, толщина которых может меняться от 100 до 300 нм. Слои имеют волнистую форму и чёткие границы (рис. 31а). После КВД наблюдается заметное их истончение. При $N = 2$ их толщина сокращается в 2 раза (рис. 31б). При $N = 4$ эффект уменьшения толщины слоёв усиливается и наблюдается нарушение их целостности (рис. 31в). В результате при $N = 4$ наблюдаются области, где происходит перемешивание слоёв и существенное измельчение структуры, однако сохраняется исходная преимущественная ориентация зёрен. Средний размер кристаллитов уменьшается до десятков нанометров.

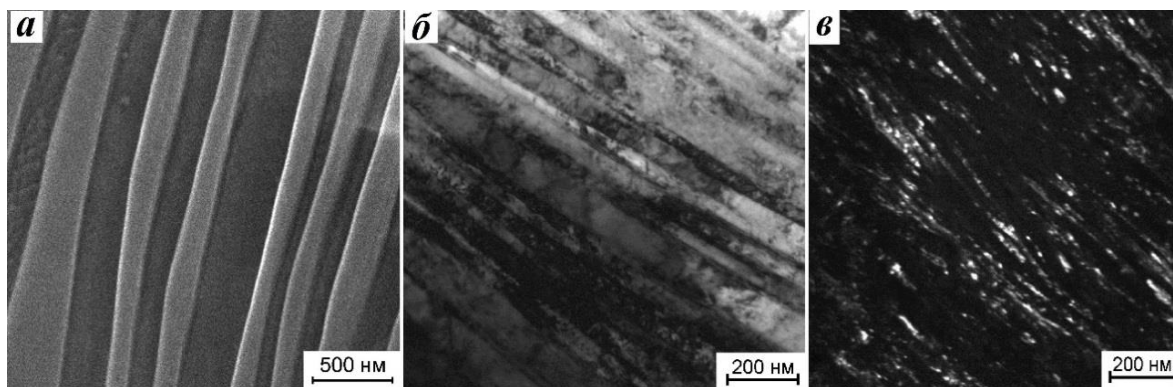


Рис. 31 Структура поперечного сечения композита Cu/Nb до КВД – СП-СПЭМ-изображение (а), ПЭМ-изображения в светлом поле при $N = 2$ (б) и в тёмном поле при $N = 4$ (в).

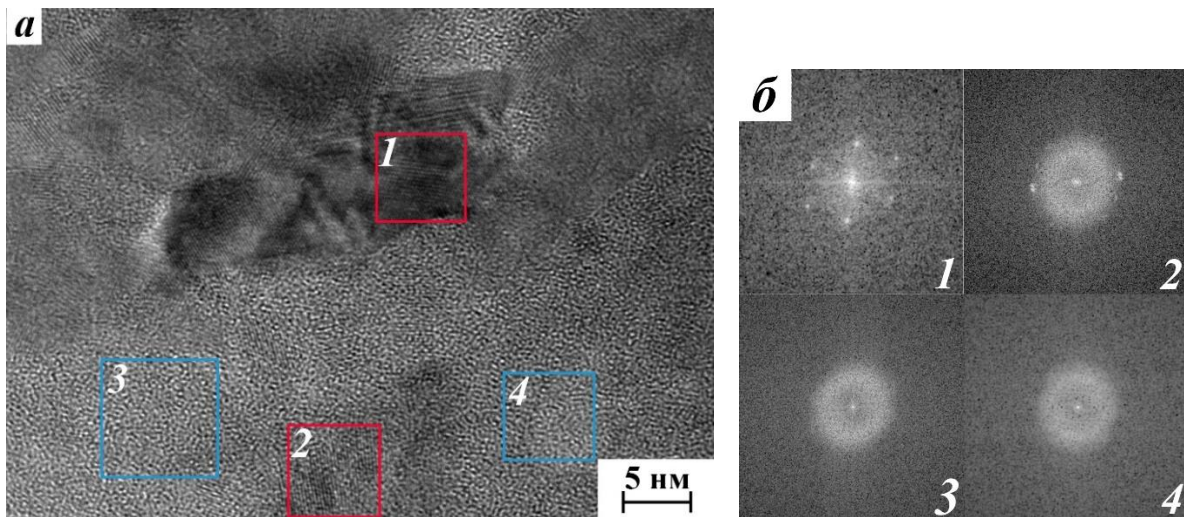


Рис. 32 ПЭМ-изображение высокого разрешения структуры композита Cu/Nb после КВД при $N = 4$ (а) и FFT-дифрактограммы выделенных областей 1-4 (б).

Помимо кристаллических зёрен размером 10-30 нм наблюдаются области с характерным контрастом (рис. 32а), однозначно свидетельствующим о появлении в структуре после $N = 4$ выделений аморфной фазы размером до 100 нм и объёмной долей 5-10%. Они имеют вытянутую форму и располагаются между кристаллами Cu и Nb. Видно, что кристаллические области 1, 2 на рис. 32а по результатам быстрого преобразования Фурье (FFT) имеют дискретные точечные рефлексы от Cu или Nb, в то время как аморфные области 3, 4 представляют собой непрерывные кольца – диффузное гало на FFT-дифрактограммах (рис. 32б).

Многослойное картирование по элементам, полученное с помощью ЭДС, показало, что границы слоёв теряют чёткость при $N = 4$ (рис. 33). Как следствие, появляются области с равным соотношением данных элементов. Понятие "слой" утрачивает своё значение.

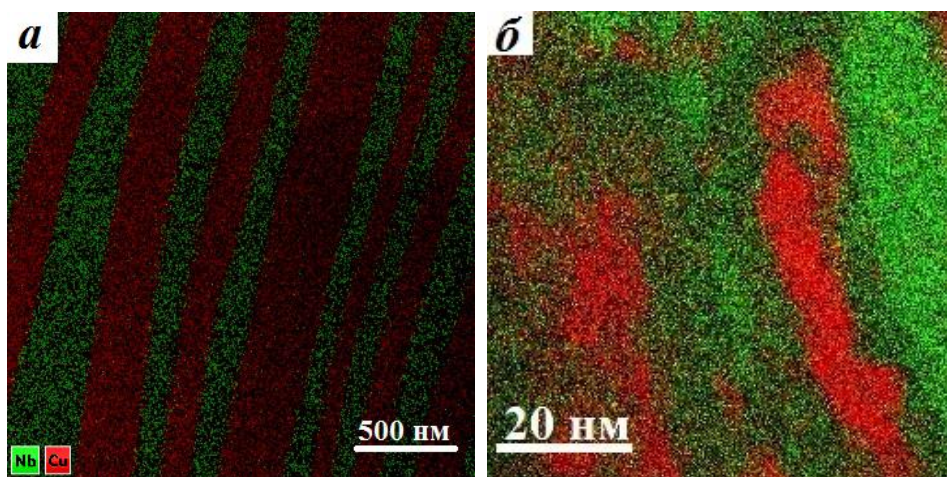


Рис. 33 Карта распределения элементов в образце Cu/Nb до (а) и после КВД при $N = 4$ (б).

Появление аморфной фазы в приграничных областях межфазных границ впервые экспериментально установлено в нашем исследовании методами ПЭМ прямого разрешения (рис. 32) и методом РСА (рис. 34). При сравнении профилей спектров видно, что интенсивность рентгеновских максимумов после деформации снижается. Этот факт может быть связан с интенсивной фрагментацией зёрен и увеличением плотности дефектов. Кроме того, часть максимумов "размывается" (рис. 34), образуя диффузное гало, что является следствием начавшихся процессов деформационной аморфизации при $N = 4$, которая зафиксирована и при ПЭМ-исследованиях (рис. 32). Таким образом, наряду с нарушением регулярности в чередовании слоёв наноламинатов по мере накопления деформации, отмечен частичный переход системы Cu/Nb из кристаллического состояния к аморфному.

Аморфизация, предсказанная в рамках теоретического рассмотрения [64, 65], нашла своё экспериментальное подтверждение.

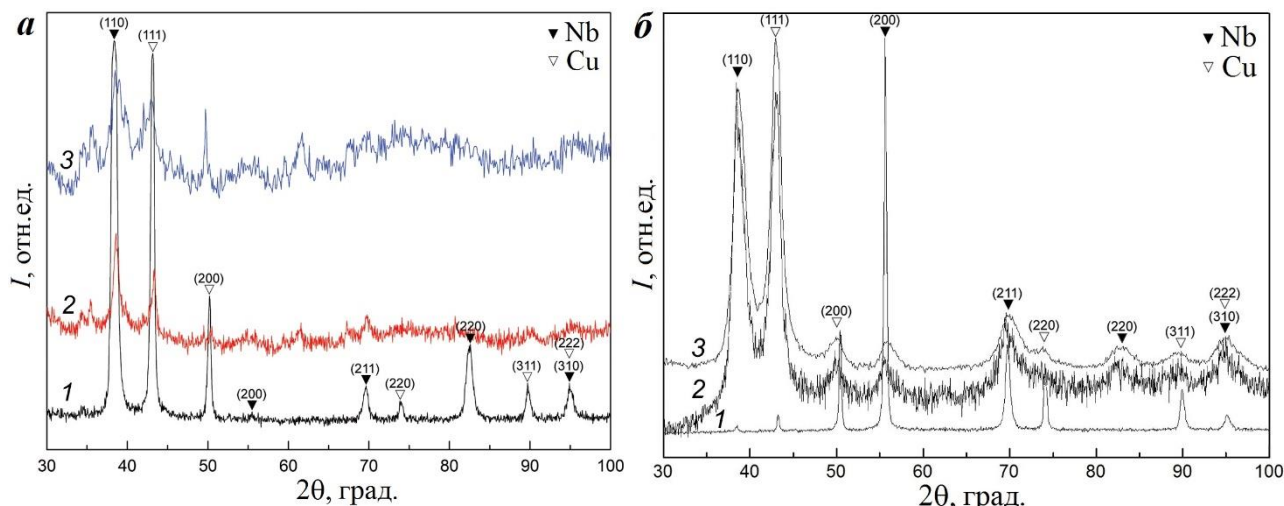


Рис. 34 Рентгенограммы наноламинатов Cu/Nb 1 – до обработки ($N = 0$) и после КВД: 2 – при $N = 2$, 3 – при $N = 4$ (а – съёмка в плоскость образца, б – в торец).

В исходных образцах до обработки КВД наблюдается анизотропия микротвёрдости. При индентировании двух взаимно перпендикулярных торцов значения HV несколько выше (см. на оси Y и Z рис. 35), чем значение HV плоской поверхности дисковых образцов (см. на ось X).

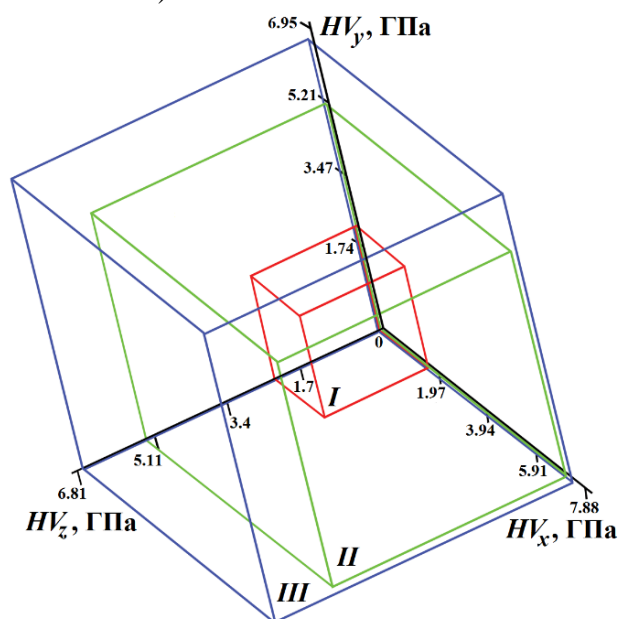


Рис. 35 Поведение микротвёрдости нанокompозитов Cu-Nb в трёх взаимно перпендикулярных направлениях в зависимости от величины деформации: фигура I – до обработки ($N = 0$), II и III – после КВД при $N = 2$ и $N = 4$, соответственно.

По мере увеличения деформации отмечен существенный рост микротвёрдости во всех направлениях. При $N = 2$ наблюдается максимальное отличие HV на поверхности (значения по оси X) по сравнению с торцами (по Y и Z). При КВД $N = 4$ зафиксирован переход от анизотропии к изотропии HV .

ВЫВОДЫ

1. Разработаны физические принципы создания многообразия АНК с улучшенными свойствами по двум сценариям: а) частичная нанокристаллизация аморфного состояния; б) частичная аморфизация нанокристаллического состояния. Реализация первого сценария осуществлялась альтернативными способами внешнего воздействия на структуру АС на основе железа и кобальта: – отжиг в определённых температурно-временных диапазонах; – импульсное лазерное облучение пространственно-распределённых зон (по поверхности / по объёму) и при выбранных параметрах эксимерного УФ лазера; – КВД при определённых степенях деформации (количестве оборотов подвижной наковальни Бриджмена). Реализация второго сценария осуществлялась путём влияния КВД при заданных параметрах на структуру слоистых наноламинатов Cu-Nb, полученных аккумулялирующей прокаткой.
2. Установлено, что при термической обработке изменения механизма кристаллизации АС, фазового состава, морфологии и структурных параметров выделяющихся нанокристаллов существенным образом влияют на механические характеристики АНК. Показано, что отжигом АС в заданных температурно-временных интервалах можно добиться оптимального соотношения и распределения аморфной и кристаллической фаз. Это обеспечит композитному материалу уникальное сочетание механических свойств, т.е. повышенную прочность и, одновременно, сохранение удовлетворительной пластичности.
3. Явление вязко-хрупкого перехода присуще всем исследованным АС на основе переходных металлов. Оно проходит в одну или две стадии в зависимости от их химического состава, скорости закалки и режима отжига. Данный переход является мерой релаксационных процессов и показателем температурно-временной стабильности АС. Установлено, что явление охрупчивания для АС типа металл-металлоид обусловлено рядом факторов, связанных между собой: снижение склонности к пластическому течению в аморфной матрице; резкое уменьшение сопротивления развитию магистральных квазихрупких трещин; наличие напряжений, вызванных структурным, композиционным или магнитным видом неоднородности. Обнаружено, что присутствие в составе АС нескольких металлоидов при приблизительно равном соотношении железа и кобальта способствует смещению охрупчивания в сторону больших температур. Снижение концентрации никеля в АС системы Fe-Ni-B также приводит к сдерживанию вязко-хрупкого перехода.
4. Установлены главные причины эффектов упрочнения АНК, полученных при отжиге АС, при объёмной доле кристаллов $V_v \leq 0.5$: а) разница между модулями упругости аморфной и нанокристаллической фаз; б) взаимодействие полос сдвига с нанокристаллами, выделяющимися в аморфной матрице. Предложена классификация актов данного взаимодействия в АНК на основании анализа структурных ПЭМ-изображений: поглощение, огибание, первичная и вторичная аккомодация, перерезание, торможение. Выявлено, что приоритетной причиной реализации того или иного акта является размер наночастиц. К факторам, окончательно определяющим характер взаимодействия полос сдвига и наночастиц, следует отнести: длительность отжига, тип кристаллической решётки нанокристаллов, скорость движения полос сдвига, их взаимная ориентация с наночастицами, химический состав выделяющихся фаз.
5. Обнаружен пластифицирующий эффект (возрастание параметра трещиностойкости) в области температур перехода в аморфно-нанокристаллическое состояние для АС на основе железа и кобальта. Проведён анализ структурных параметров, соответствующих данному явлению. Предложен оригинальный механизм торможения развивающихся квазихрупких трещин в окрестности наночастиц, обогащённой атомами металлоидов.
6. Установлена корреляция между изменением магнитных свойств и структурно-фазовыми состояниями сплавов $Co_{70.5}Fe_{0.5}Cr_4Si_7B_{18}$ и $Fe_{78.5}Si_{13.5}B_9Nb_3Cu_1$ при нагреве. Уровень магнитных характеристик АС $Co_{70.5}Fe_{0.5}Cr_4Si_7B_{18}$ приемлем на практике при сохранении вязкого состояния после отжига $T_{ан} \leq 538$ К, $t_{выд} = 10$ мин. Выявлено, что обработка при $T_{ан} = 713-748$ К, $t_{выд} = 10$ мин эффективна для преобразования структуры АС $Co_{70.5}Fe_{0.5}Cr_4Si_7B_{18}$ в аморфно-нанокристаллическое состояние с сохранением высокого

уровня механических ($HV \approx 16$ ГПа, $K_{1c} \approx 12.5$ МПа·м^{1/2}), магнитных ($H_c \approx 11$ мЭ, $\sigma_s \approx 53$ Гс·см³/Г) и коррозионных свойств. Для АС Fe_{78.5}Si_{13.5}B₉Nb₃Cu₁ режим отжига $T_{ан} = 833$ К, $t_{выд} = 1.5$ ч способствует достижению оптимального комплекса характеристик – максимальной твёрдости, удовлетворительной трещиностойкости, хороших магнитомягких параметров ($HV = 13$ ГПа, $K_{1c} = 22.3$ МПа·м^{1/2}, $H_c = 2.5$ А/м, $B_s = 1.24$ Тл).

7. Показано, что АС Co_{70.5}Fe_{0.5}Cr₄Si₇B₁₈ исключительно стойкий по коррозионно-электрохимическим свойствам в широком интервале температур. Ключевыми факторами, обуславливающими такое поведение в агрессивной среде, являются наличие хрома в составе, способствующего улучшению пассивационных характеристик, и особенности гомогенной структуры АС. Выявлено, что в процессе электрохимического воздействия происходит быстрое образование на поверхности отожжённого АС бездефектной оксидной плёнки с высокими защитными свойствами.

8. Изучена морфология микроотпечатков после индентирования на эластичной подложке ленточных АС (Co-Fe-Cr-Si-B, Fe-Ni-B, Fe-Cr-B), подвергнутых термической обработке. Обнаружены характерные видоизменения картин их деформации и разрушения при переходе из аморфного в кристаллическое состояние. На основании составленного с учётом соответствующих температурных интервалов «атласа» зон локального нагружения (наличие / отсутствие полос сдвига, трещин, их взаимное расположение) при разных нагрузках возможно дать приближённую экспресс-оценку структурного состояния сплавов.

9. Для группы АС реализован двухэтапный методический подход к лазерной обработке по принципу «численное моделирование для определения параметров лазерного воздействия → опытная реализация облучения по рассчитанным параметрам». Использование расчётных температурных полей при лазерном нагреве позволяет прогнозировать механические свойства, структурные изменения в АС в зависимости от их теплофизических свойств и энергетических характеристик лазерной установки. Даны рекомендации по режиму обработки АС в пределах аморфного состояния малыми дозами лазерного излучения (до 100 импульсов) для снятия внутренних закалочных напряжений и снижения магнитных потерь: при фиксированных параметрах эксимерного УФ лазера ($\lambda = 248$ нм, $\tau = 20$ нс, $f = 2$ Гц, $R_s = 4.2$ мм) энергию импульсов E можно варьировать, но она не должна превышать 155 мДж для АС Co_{70.5}Fe_{0.5}Cr₄Si₇B₁₈; ≤ 120 мДж – для Fe₅₀Ni₃₃B₁₇ и ≤ 40 мДж – для АС Ti₅₀Ni₂₅Cu₂₅. Увеличение установленных значений E спровоцирует кристаллизацию, что может быть использовано на практике для изменения конфигураций чередующихся зон аморфной и кристаллической составляющей по поверхности и сечению лент АС.

10. Показано, что импульсным лазерным нагревом можно достигать кристаллизации в тонком поверхностном слое АС, формировать двухслойные, "сэндвичевые" структуры типа "кристаллическое-аморфное-кристаллическое", регулировать толщину кристаллического слоя и его фазовый состав, целенаправленно создавать АНК с определённым соотношением структурных составляющих и заданными свойствами. Установлена связь между структурно-фазовыми превращениями при лазерной обработке АС на основе переходных металлов и откликом их механических свойств. Предсказанное теоретически лазерное упрочнение исследуемых АС на основе компьютерного моделирования реализовано на практике, в частности при облучении эксимерным УФ лазером АС Co_{70.5}Fe_{0.5}Cr₄Si₇B₁₈ зафиксировано двухстадийное увеличение микротвёрдости на ~ 20 %.

11. Короткоимпульсная лазерная обработка магнитомягких АС системы Fe-Ni-B может быть использована как альтернативный метод оксидирования, способствующий формированию на поверхности прочной оксидной плёнки с высоким омическим сопротивлением. Данная технология создания резистивных слоёв позволит уменьшить потери мощности в сердечниках трансформаторов, где находят применение АС. Показано, что лазерная модификация АС Fe_{53.3}Ni_{26.5}B_{20.2} при малых дозах (до 200 импульсов) способствует улучшению качества поверхности, частично устраняя шероховатости, поры и снимая остаточные напряжения. Обработка эксимерным УФ лазером при $f = 2$ Гц, $E = 150$ мДж, $W = 0.6$ Дж/см² в диапазоне $0 < n \leq 500$ имп перспективна для повышения прочностных

качеств, упругости и сохранения ненулевой пластичности АС $\text{Fe}_{53.3}\text{Ni}_{26.5}\text{B}_{20.2}$. При $n = 200$ имп прирост его твёрдости и модуля упругости составляет 8-10 %, а при $n = 500$ имп – 23-25 %.

12. Получены три вида композитов (плотно покрытые, полосовые, шахматные) представляющих собой аморфную матрицу, армированную кристаллическими областями, которые были сформированы в заданных технологических позициях по поверхности и в объёме АС $\text{Co}_{28.2}\text{Fe}_{38.9}\text{Cr}_{15.4}\text{Si}_{0.3}\text{B}_{17.2}$ за счёт селективного воздействия эксимерного УФ лазера. Установлено, что чередование в шахматном порядке кристаллических и аморфных зон в соотношении 1:5 по объёмной доле, является оптимальным для сочетания высокой прочности и удовлетворительной пластичности АНК. Показано, что режим облучения АС $\text{Co}_{28.2}\text{Fe}_{38.9}\text{Cr}_{15.4}\text{Si}_{0.3}\text{B}_{17.2}$ в диапазоне частот $2 \text{ Гц} \leq f \leq 20 \text{ Гц}$ (при $n = 100$ имп, $E = 150 \text{ мДж}$, $W = 0.6 \text{ Дж/см}^2$) улучшает и поддерживает высокие значения микротвёрдости $HV = 9.12-9.45 \text{ ГПа}$ при сохранении аморфности в структуре.

13. Изучен эффект неоднородного травления АС $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$. Металлографически визуализируются дефекты атомного уровня локализации. Рассмотрена их связь с неоднородной пластической деформацией. Полученные фигуры травления соответствуют протяжённым дефектам аморфной структуры. Установлено, что интенсивное химическое травление сильнолокализованных полос сдвига, сформировавшихся при деформации, обусловлено сегрегацией атомов металлоидов (бора и кремния) на неконтактной поверхности ленты АС $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$. Выявлены закономерности распространения полос сдвига в АС при КВД. На ранних стадиях деформации ($N < 1$) обнаружено формирование двух морфологических типов полос сдвига – радиальных и дуговых.

14. Изучено поведение комплекса свойств АС $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$ при КВД в сопоставлении с последовательностью их структурно-фазовых превращений. Установлены два упрочняющих эффекта в консолидированных образцах при $N = 1/2$ и $N = 2$. Рост микротвёрдости на начальной стадии ИПД обусловлен выделением тепла при КВД и соответствующим эффектом низкотемпературного упрочнения АС. Второй пик HV связан с началом нанокристаллизации и оптимальным распределением кристаллов в аморфной матрице. Обработка КВД при $P = 4 \text{ ГПа}$ и $N = 2-3$ сохраняет высокий уровень магнитных и коррозионных свойств сплава $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$ при его переводе в нанокристаллическое состояние. В процессе электрохимического воздействия на поверхности сплава, деформированного при $0 < N < 3$, возможно образование оксидных слоёв Co_3O_4 и CoFe_2O_4 , обеспечивающих стойкость к процессам коррозии.

15. Доказана эффективность использования КВД в качестве технологии создания двух новых видов высокопрочных композитных материалов, содержащих аморфную и нанокристаллическую составляющую (при консолидации в камере Бриджмена аморфных лент разного химического состава или наноламинатов системы Cu-Nb), и прогрессивного метода по улучшению их структуры и управлению свойствами. Показано, что КВД деформационно-индуцированных композитов из АС обеспечивает формирование нанокристаллов в аморфной матрице размером до 5-20 нм. Для наноламинатов Cu-Nb постепенное измельчение нанокристаллической структуры сопровождается локальной аморфизацией и сохранением общей ориентированности структурных составляющих.

16. Установлены три стадии эволюции структурно-фазового состояния композитов, сформированных из АС $\text{Fe}_{53.3}\text{Ni}_{26.5}\text{B}_{20.2}$ и $\text{Co}_{28.2}\text{Fe}_{38.9}\text{Cr}_{15.4}\text{Si}_{0.3}\text{B}_{17.2}$. На первой стадии ($N = 1-3$) АС, составляющие композит, деформируются достаточно независимо друг от друга, обеспечивая лишь механическое “сцепление” соседних слоёв. На второй стадии КВД ($N = 4-5$) происходит межфазное взаимодействие в тонких приграничных областях с образованием боридных фаз, которое ответственно за эффект неаддитивного (синергического) упрочнения (т.е. усреднённое значение микротвёрдости композита, превосходит значение HV его отдельных компонентов – АС, из которых он образован). Наблюдается частичное вихревое перемешивание, однако фрагменты слоистой структуры ещё сохраняются. На третьей стадии ($N = 6-9$) переносимые вихревые потоки вещества коагулируют вплоть до полного перемешивания и образования гибридного гомогенного многокомпонентного сплава. Режим

КВД $P = 6$ ГПа, $N = 4-6$, $v = 1$ об/мин обеспечивает компромиссный баланс свойств для АНК на базе АС: удовлетворительную трещиностойкость, высокую твёрдость и оптимальные значения магнитомягких характеристик.

17. Методами ПЭМ высокого разрешения и РСА в композите на основе наноламинатов Cu-Nb после значительных степеней деформации при КВД ($N = 4$) впервые обнаружено образование областей с аморфной структурой, непосредственно связанных с межфазными границами. Установлено трехкратное увеличение микротвёрдости нанокомпозитов Cu/Nb в процессе КВД (до обработки $HV_{\text{init}} = 2.28$ ГПа, а после $N = 4$ $HV_{\text{SPD}} = 6.84$ ГПа). Обнаружен двухстадийный переход от анизотропии микротвёрдости в исходном состоянии к изотропии HV при достижении $N = 4$. При $N = 2$ наблюдается поверхностное упрочнение нанокомпозитов Cu/Nb: разница между HV на поверхности и в объёме составляет 29 %.

ОСНОВНЫЕ ПУБЛИКАЦИИ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ

Монографии и главы в них:

1. Glezer, A.M. Melt-quenched nanocrystals / A.M. Glezer, **И.Е. Пермякова** – Boca Raton, FL, USA: Taylor & Francis Group. CISP. CRC Press, 2013. – 369 p. [Глезер А.М., Пермякова И.Е. Нанокристаллы, закалённые из расплава – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2012. – 360 с.]
2. Глезер, А.М. Механическое поведение аморфных сплавов / А.М. Глезер, **И.Е. Пермякова**, В.Е. Громов, В.В. Коваленко – Новокузнецк: Изд-во СибГИУ, 2006. – 416 с.
3. **Пермякова, И.Е.** Аморфно-нанокристаллические композиты: получение, структура, свойства / И.Е. Пермякова, А.М. Глезер // В кн.: «Перспективные материалы и технологии»: монография в 2 томах. Под ред. чл.-корр. В.В. Рубаника. – Витебск: УО "ВГТУ", 2019. – Т. 1, Гл. 1. – С. 5-21.
4. Глезер, А.М. Перспективные материалы на основе системы Cu-Nb: получение, свойства, применение / А.М. Глезер, **И.Е. Пермякова** // В кн. «Перспективные материалы и технологии»: монография в 2 томах. Под ред. В.В. Клубовича. – Витебск: УО "ВГТУ", 2017. – Т. 2, Гл. 3 – С. 54-72.
5. Глезер, А.М. Получение наноструктурных металлических материалов методом закалки из расплава / А.М. Глезер, **И.Е. Пермякова** // В кн.: «Перспективные материалы». Под ред. Д.Л. Мерсона. – Тольятти: ТГУ, 2011. – Т. IV, Гл. 1. – С. 5-88.

Статьи в журналах, рекомендованных ВАК или входящих в Web of Science / Scopus:

1. **Permyakova, I.** Mechanical behavior of Fe- and Co-based amorphous alloys after thermal action / I. Permyakova, A. Glezer // Metals. – 2022. – Vol. 12, N 2, Art. No. 297. – P. 1-17.
2. **Пермякова, И.Е.** Механические свойства лазерно-модифицированного аморфного сплава системы Fe-Ni-B / И.Е. Пермякова, А.А. Иванов, О.П. Черногорова // Деформация и разрушение материалов. – 2022. – № 8. – С. 28-33. [Permyakova I.E., Ivanov A.A., Chernogorova O.P. Mechanical properties of a laser-modified amorphous Fe-Ni-B alloy // Russian Metallurgy (Metally). 2022. V. 2022. N 10. P. 1264-1269.]
3. **Пермякова, И.Е.** Применение лазерного облучения аморфных сплавов для получения аморфно-нанокристаллических композитов / И.Е. Пермякова, А.А. Иванов, А.В. Шеляков // Известия Российской академии наук. Серия физическая. – 2021. – Т. 85, № 7. – С. 978-983. [Permyakova I.E., Ivanov A.A., Shelyakov A.V. Using the laser irradiation of amorphous alloys to create amorphous–nanocrystalline composites // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. 2021. V. 85. N 7. P. 755-759.]
4. **Пермякова, И.Е.** Трехстадийная эволюция структуры и эффект неаддитивного упрочнения слоистых композитов из аморфных сплавов при кручении под высоким давлением / И.Е. Пермякова, А.М. Глезер, А.И. Ковалев, В.О. Вахрушев // Письма в Журнал экспериментальной и теоретической физики. – 2021. – Т. 113, Вып. 7. – С. 468-474. [Permyakova I.E., Glezer A.M., Kovalev A.I., Vakhrushev V.O. Three-stage evolution of the structure and the effect of non-additive hardening of layered composites of amorphous alloys at high-pressure torsion // JETP Letters. 2021. V. 113. N 7. P. 471-476.]

5. **Permyakova, I.** Amorphous-nanocrystalline composites prepared by high-pressure torsion / I. Permyakova, A. Glezer // *Metals*. – 2020. – Vol. 10, N 4, Art. No. 511. – P. 1-19.
6. **Пермякова, И.Е.** Моделирование тепловых полей в аморфных сплавах при импульсной обработке эксимерным лазером / И.Е. Пермякова // *Известия Российской академии наук. Серия физическая*. – 2020. – Т. 84, № 7. – С. 1014-1019. [*Permyakova I.E. Modeling thermal fields in amorphous alloys during treatment with a pulsed excimer laser // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. 2020. V. 84. N 7. P. 839-843.*]
7. **Пермякова, И.Е.** Mechanical behavior and crystallization features of amorphous alloys based on cobalt and iron after annealing / I.E. Permyakova, E.N. Blinova, A.A. Dmitrievskii // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. (ICMTMTE 2020)*. – 2020. – Vol. 971, Art. No. 032042. – P. 1-7.
8. **Пермякова, И.Е.** Эффекты травления аморфных сплавов / И.Е. Пермякова // *Известия Российской академии наук. Серия физическая*. – 2019. – Т. 83, № 10. – С. 1379-1383. [*Permyakova I.E. Effects of etching on amorphous alloys // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. 2019. V. 83. N 10. P. 1261-1264.*]
9. **Пермякова, И.Е.** Композиты на основе аморфных сплавов, полученные кручением под высоким давлением / И.Е. Пермякова, Е.Н. Блинова, И.В. Щетинин, Е.С. Савченко // *Деформация и разрушение материалов*. – 2019. – № 1. – С. 24-31. [*Permyakova I.E., Blinova E.N., Shchetinin I.V., Savchenko E.S. Amorphous-alloy-based composites prepared by high-pressure torsion // Russian Metallurgy (Metally). 2019. V. 2019. N 10. P. 994-1001.*]
10. **Пермякова, И.Е.** Амorfизация структуры и механические свойства наноламинатов системы "медь – ниобий" при кручении под высоким давлением / И.Е. Пермякова, А.М. Глезер, М.И. Карпов, В.И. Внуков, Д.В. Штанский, М.В. Горшенков, И.В. Щетинин // *Известия высших учебных заведений. Физика*. – 2018. – Т. 61, № 3. – С. 28-37. [*Permyakova I.E., Glezer A.M., Karpov M.I., Vnukov V.I., Shtansky D.V., Gorshenkov M.V., Shchetinin I.V. Structural amorphization and mechanical properties of nanolaminates of the cooper-niobium system during high-pressure torsion // Russian Physics Journal. 2018. V. 61. N 3. P. 428-438.*]
11. **Пермякова, И.Е.** Влияние лазерного излучения на структуру и свойства аморфных сплавов (ОБЗОР) / И.Е. Пермякова // *Известия Российской академии наук. Серия физическая*. – 2018. – Т. 82, № 9. – С. 1197-1206. [*Permyakova I.E. Effect of laser radiation on the structure and properties of amorphous alloys: A Review // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. 2018. V. 82. N 9. P. 1086-1095.*]
12. **Пермякова, И.Е.** Композиты, полученные лазерным воздействием на аморфные сплавы / И.Е. Пермякова, А.А. Иванов, А.В. Шеляков // *Вестник Тамбовского университета. Сер. Естественные и технические науки. Приложение к журналу*. – 2018. – Т. 23, № 123. – С. 496-500.
13. **Пермякова, И.Е.** Влияние внешних воздействий на магнитные свойства и коррозионную стойкость аморфного сплава $Co_{70.5}Fe_{0.5}Cr_4Si_7B_{18}$ / И.Е. Пермякова, А.М. Глезер, Е.С. Савченко, И.В. Щетинин // *Известия Российской академии наук. Серия физическая*. – 2017. – Т. 81, № 11. – С. 1458-1465. [*Permyakova I.E., Glezer A.M., Savchenko E.S., Shchetinin I.V. Influence of external actions on magnetic properties and corrosion resistance of amorphous alloy $Co_{70.5}Fe_{0.5}Cr_4Si_7B_{18}$ // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. 2017. V. 81. N 11. P. 1310-1316.*]
14. Глезер, А.М. Физика больших пластических деформаций / А.М. Глезер, **И.Е. Пермякова** // *Вестник Тамбовского университета. Сер. Естественные и технические науки*. – 2016. – Т. 21, № 3. – С. 721-725.
15. **Пермякова, И.Е.** Исследование коррозионной стойкости аморфного сплава на основе кобальта после отжига / И.Е. Пермякова // *Вестник Тамбовского университета. Сер. Естественные и технические науки*. – 2016. – Т. 21, № 3. – С. 1226-1229.

16. **Пермякова, И.Е.** Структурные изменения и механическое поведение аморфного сплава системы Co-Fe-Cr-Si-B при кручении под высоким давлением / И.Е. Пермякова, М.В. Горшенков, И.В. Щетинин // Вестник Тамбовского университета. Сер. Естественные и технические науки. – 2016. – Т. 21, № 3. – С. 1230-1234.
17. Глезер, А.М. Особенности образования трещин в зоне лазерного отжига аморфных сплавов / А.М. Глезер, **И.Е. Пермякова**, В.А. Федоров // Физика и механика материалов. – 2016. – Т. 25, № 1. – С. 62-67.
18. **Пермякова, И.Е.** Применение лазерного дизайна аморфных сплавов на основе железа и кобальта для создания аморфно-кристаллических композитов / И.Е. Пермякова, А.М. Глезер, А.А. Иванов, А.В. Шеляков // Известия высших учебных заведений. Физика. – 2015. – Т. 58, № 9. – С. 115-122. [*Permyakova I.E., Glezer A.M., Ivanov A.A., Shelyakov A.V. Application of laser design of amorphous FeCo-based alloys for the formation of amorphous-crystalline composites // Russian Physics Journal. 2016. V. 58. N 9. P. 1331-1338.*]
19. Глезер, А.М. Вязко-хрупкий переход и температурно-временная стабильность аморфных сплавов / А.М. Глезер, Е.Н. Блинова, **И.Е. Пермякова**, А.О. Черетаева // Известия Российской академии наук. Серия физическая. – 2015. – Т. 79, № 9. – С. 1288-1293. [*Glezer A.M., Blinova E.N., Permyakova I.E., Cheretaeva A.O. The ductile-to-brittle transition and the temperature and temporal stability of amorphous alloys // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. 2015. V. 79. N 9. P. 1141-1145.*]
20. Глезер, А.М. К вопросу о физическом критерии температурно-временной стабильности механического поведения аморфных сплавов / А.М. Глезер, Е.Н. Блинова, **И.Е. Пермякова**, Н.А. Шурыгина // Деформация и разрушение материалов. – 2015. – № 3. – С. 2-6. [*Glezer A.M., Blinova E.N., Permyakova I.E., Shurygina N.A. Physical criterion for the time-temperature stability of the mechanical behavior of amorphous alloys // Russian metallurgy (Metally). 2015. V. 2015. N 4. P. 274-277.*]
21. **Пермякова, И.Е.** Деформационное поведение аморфных сплавов системы Co-Fe-Cr-Si-B на начальных стадиях мегапластической (интенсивной) деформации / И.Е. Пермякова, А.М. Глезер, К.В. Григорович // Известия Российской академии наук. Серия физическая. – 2014. – Т. 78, № 10. – С. 1246-1250. [*Permyakova I.E., Glezer A.M., Grigorovich K.V. Deformation behavior of amorphous Co-Fe-Cr-Si-B alloys in the initial stages of severe plastic deformation // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. 2014. V. 78. N 10. P. 996-1000.*]
22. Глезер, А.М. Взаимодействие полос деформационного сдвига и наночастиц в аморфно-нанокристаллических сплавах / А.М. Глезер, Н.А. Шурыгина, С.Г. Зайченко, **И.Е. Пермякова** // Деформация и разрушение материалов. – 2012. – № 4. – С. 2-12. [*Glezer A.M., Shurygina N.A., Zaichenko S.G., Permyakova I.E. Interaction of deformation shear bands with nanoparticles in amorphous-nanocrystalline alloys // Russian Metallurgy (Metally). 2013. V. 2013. N 4. P. 235-244.*]
23. Шурыгина, Н.А. Влияние нанокристаллизации на механические и магнитные свойства сплава типа Finemet ($Fe_{78.5}Si_{13.5}B_9Nb_3Cu_1$) / Н.А. Шурыгина, А.М. Глезер, **И.Е. Пермякова**, Е.Н. Блинова // Известия Российской академии наук. Серия физическая. – 2012. – Т. 76, № 1. – С. 52-59. [*Shurygina N.A., Glezer A.M., Permyakova I.E., Blinova E.N. Effect of nanocrystallization on the mechanical and magnetic properties of Finemet-type alloy ($Fe_{78.5}Si_{13.5}B_9Nb_3Cu_1$) // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. 2012. V. 76. N 1. P. 44-50.*]
24. Глезер, А.М. Структурные особенности кристаллизации и упрочнения аморфного сплава системы Fe-Cr-B / А.М. Глезер, **И.Е. Пермякова**, Н.А. Шурыгина, Т.В. Рассадина // Материаловедение. – 2011. – № 6. – С. 32-37. [*Glezer A.M., Permyakova I.E., Shurygina N.A., Rassadina T.V. Structural features of crystallization and hardening of amorphous alloy in the Fe-Cr-B system // Inorganic Materials: Applied Research. 2012. V. 3. N 1. P. 23-27.*]
25. Глезер, А.М. Влияние нанокристаллизации на механическое поведение аморфных сплавов на основе Fe-Ni / А.М. Глезер, С.Е. Манаенков, **И.Е. Пермякова**, Н.А. Шурыгина //

- Деформация и разрушение материалов. – 2010. – № 8. – С. 1-10. [Glezer A.M., Manaenkov S.E., Permyakova I.E., Shurygina N.A. *Effect of nanocrystallization on the mechanical behavior of Fe-Ni-based amorphous alloys // Russian Metallurgy (Metally). 2011. V. 2011. N 10. P. 947-955.*]
26. Глезер, А.М. Влияние структурных параметров на механические свойства аморфно-нанокристаллических сплавов / А.М. Глезер, С.Е. Манаенков, **И.Е. Пермякова**, Н.А. Попкова // Вестник Тамбовского Университета. Сер. Естественные и технические науки. – 2010. – Т. 15, Вып. 3, Часть 2 – С. 1169-1176.
27. Feodorov, V. Research of deformation and fracture of annealed metallic glass in high temperature area under the local loading / V. Feodorov, I. Ushakov, **I. Permyakova** // Journal of the Mechanical Behavior of Materials. – 2009. – Vol. 19, N 6. – P. 341-346.
28. Глезер, А.М. Механизмы взаимодействия полос сдвига с наночастицами в аморфно-кристаллических сплавах / А.М. Глезер, С.Е. Манаенков, **И.Е. Пермякова** // Известия Российской академии наук. Серия физическая. – 2008. – Т. 72, № 9. – С. 1335-1336. [Glezer A.M., Permyakova I.E., Manaenkov S.E. *The mechanisms of interaction of slip bands with nanoparticles in amorphous-crystalline alloys // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. 2008. V. 72. N 9. P. 1265-1266.*]
29. Глезер, А.М. Пластифицирующий эффект при переходе из аморфного состояния сплавов в нанокристаллическое / А.М. Глезер, **И.Е. Пермякова**, С.Е. Манаенков // Доклады Академии наук. – 2008. – Т. 418, № 2. – С. 181-183. [Glezer A.M., Permyakova I.E., Manaenkov S.E. *Plasticizing effect in the transition from an amorphous state to a nanocrystalline state // Doklady Physics. 2008. V. 53. N 1. P. 8-10.*]
30. Глезер, А.М. Структурные механизмы пластической деформации аморфных сплавов, содержащих наночастицы кристаллической фазы / А.М. Глезер, С.Е. Манаенков, **И.Е. Пермякова** // Известия Российской академии наук. Серия физическая. – 2007. – Т. 71, № 12. – С. 1745-1750. [Glezer A.M., Manaenkov S.E., Permyakova I.E. *Structural mechanisms of plastic deformation of amorphous alloys containing crystalline nanoparticles // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. 2007. V. 71. N 12. P. 1702-1707.*]
31. Glezer, A.M. Mechanical behavior of metallic glasses at the viscous-brittle transition / A.M. Glezer, **I.E. Permyakova**, V.A. Feodorov // Proceedings of SPIE (The International Society for Optical Engineering). – 2007. – Vol. 6597. – Art. No. 659715. – P. 1-4.
32. Глезер, А.М. Современные представления о методах исследования механических свойств металлических стекол (ОБЗОР) / А.М. Глезер, **И.Е. Пермякова** // Деформация и разрушение материалов. – 2006. – № 3. – С. 2-11.
33. Ковнеристый, Ю.К. Механическое поведение массивных аморфных сплавов (ОБЗОР) / Ю.К. Ковнеристый, А.М. Глезер, **И.Е. Пермякова** // Деформация и разрушение материалов. – 2006. – № 11. – С. 2-12.
34. Глезер, А.М. Термическая стабильность металлических стекол (ОБЗОР). Часть 1. / А.М. Глезер, **И.Е. Пермякова** // Материаловедение. – 2006. – № 8. – С. 23-29.
35. Глезер, А.М. Термическая стабильность металлических стекол (ОБЗОР). Часть 2. / А.М. Глезер, **И.Е. Пермякова** // Материаловедение. – 2006. – № 9. – С. 30-36.
36. Федоров, В.А. Кристаллизация аморфного металлического сплава $Co_{70.5}Fe_{0.5}Cr_4Si_7V_{18}$ под влиянием термической обработки / В.А. Федоров, И.В. Ушаков, **И.Е. Пермякова**, А.Е. Калабушкин // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. – 2006. – № 1. – С. 108-112.
37. Глезер, А.М. Трещиностойкость и пластичность аморфных сплавов при микроиндентировании / А.М. Глезер, **И.Е. Пермякова**, В.А. Федоров // Известия Российской академии наук. Серия физическая. – 2006. – Т. 70, № 9. – С. 1396-1400. [Glezer A.M., Permyakova I.E., Fedorov V.A. *Crack resistance and plasticity of amorphous alloys under microindentation // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. 2006. V. 70. N 9. P. 1599-1603.*]

38. Федоров, В.А. Особенности деформирования и разрушения лент термически обработанного металлического стекла системы Co-Fe-Cr-Si при микроиндентировании / В.А. Федоров, И.В. Ушаков, **И.Е. Пермякова** // Известия Российской академии наук. Серия физическая. – 2005. – Т. 69, № 9. – С. 1369-1373. [*Fedorov V.A., Ushakov I.V., Permyakova I.E. Deformation and fracture features of annealed metallic glass ribbons of Co-Fe-Cr-Si system during microindentation // Bulletin of the Russian Academy of Sciences. Physics. 2005. V. 69. N 9. P. 1537-1542.*]
39. Федоров, В.А. Влияние термической обработки на механические свойства металлического стекла / В.А. Федоров, **И.Е. Пермякова**, И.В. Ушаков // Деформация и разрушение материалов. – 2005. – № 2. – С. 36-39.
40. Feodorov, V. Evolution of mechanical characteristics of a metallic glass Co-Fe-Cr-Si at annealing / V. Feodorov, **I. Permyakova**, I. Ushakov // Proceedings of SPIE (The International Society for Optical Engineering). – 2005. – Vol. 5831. – P. 143-147.
41. Feodorov, V.A. Microindentation as a perspective method for determination of mechanical properties of ribbon metallic glasses / V.A. Feodorov, **I.E. Permyakova**, A.N. Kapustin // Journal of Guangdong Non-Ferrous Metals. – 2005. – Vol. 15, N 2-3. – P. 185-187.
42. Ushakov, I.V. Influence of etching and annealing on evolution of surface structure of metallic glass / I.V. Ushakov, V.A. Feodorov, **I. Permyakova** // Proceedings of SPIE (The International Society for Optical Engineering). – 2004. – Vol. 5400. – P. 265-268.
43. Федоров, В.А. Особенности изменения механических свойств и кристаллизации отожженного аморфного сплава на основе кобальта / В.А. Федоров, И.В. Ушаков, **И.Е. Пермякова** // Металлы. – 2004. – № 3. – С. 108-113. [*Fedorov V.A., Ushakov I.V., Permyakova I.E. Mechanical properties and crystallization of an annealed cobalt-based amorphous alloy // Russian Metallurgy (Metally). 2004. V. 2004. N 3. P. 293-297.*]
44. Федоров, В.А. Сравнительный анализ изменения пластичности отожженного металлического стекла U-методом и методом микроиндентирования на полимерных подложках / В.А. Федоров, И.В. Ушаков, **И.Е. Пермякова** // Материаловедение. – 2003. – № 8. – С. 21-24.
45. Ушаков, И.В. Определение пластичности термически обработанного металлического стекла микроиндентированием на подложках / И.В. Ушаков, В.А. Федоров, **И.Е. Пермякова** // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2003. – Т. 69, № 7. – С. 43-47.
46. Ushakov, I.V. Determination of plasticity of thermally treated metallic glass by U-method and microindentation / I.V. Ushakov, V.A. Feodorov, **I.E. Permyakova** // Proceedings of SPIE (The international Society for Optical Engineering). – 2003. – Vol. 5127. – P. 246-251.

СПИСОК ЦИТИРУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Глезер А.М. // УФН. 2012. Т. 182. № 5. С. 559-566.
2. Валиев Р.З., Жилиев А.П., Лэнгдон Т.Дж. Объемные наноструктурные материалы: фундаментальные основы и применения – СПб.: Эко-Вектор, 2017. – 480 с.
3. Хомич В.Ю., Шмаков В.А. // УФН. 2015. Т. 185. № 5. С. 489-499.
4. Завестовская И.Н. // Квантовая электроника. 2010. Т. 40. № 11. С. 942-954.
5. Абросимова Г.Е. // УФН. 2011. Т. 181. № 12. С. 1265-1281.
6. Greer A.L. Metallic glasses // In: Physical metallurgy. D.E. Laughlin, K. Hono (Eds.) – Oxford, UK: Elsevier, 2014. V. 1. P. 305-385.
7. Быков Ю.А., Карпухин С.Д. // Наноинженерия. 2012. № 6. С. 11-20; № 7. С. 25-34.
8. Greer A.L., Cheng Y.Q., Ma E. // Mater. Sci. Eng., R. 2013. V. 74. P. 71-132.
9. Khonik V., Kobelev N. // Metals. 2019. V. 9. N 5. Art. No. 605. P. 1-21.
10. Spaepen F. // Acta Mater. 1977. V. 25. P. 407-415.
11. Глезер А.М., Потеекаев А.И., Черетаева А.О. Температурно-временная стабильность аморфных сплавов – Томск: Изд-во НТЛ, 2015. – 192 с.
12. Egami T., Iwashita T., Dmowski W. // Metals. 2013. V. 3. N 1. P. 77-113.

13. Abrosimova G.E., Aronin A.S., Zver'kova I.I. [et al.] // *Phys. Met. Metallogr.* 2002. V. 94. N 1. P. 102-107.
14. Louzguine D.V., Inoue A. // *Scripta Mater.* 2003. V. 48. N 9. P. 1325-1329.
15. Moradi S., Kamal S., Englezos P. [et al.] // *Nanotechnology.* 2013. V. 24. N 41. Art. No. 415302. P. 1-12.
16. Lutey A.H.A., Gemini L., Romoli L. [et al.] // *Sci. Rep.* 2018. V. 8. N 1. Art. No. 10112. P. 1-10.
17. Ou Z., Huang M., Zhao F. // *Optics and Laser Technology.* 2016. V. 79. P. 79-87.
18. Yao J., Zhang C., Liu H. [et al.] // *Appl. Surf. Sci.* 2012. V. 258. N 19. P. 7625-7632.
19. Drevinskas R., Beresna M., Zhang J. [et al.]. // *Adv. Opt. Mater.* 2017. V. 5. N 1. Art. No. 1600575. P. 1-7.
20. Павлов В.А. // *ФММ.* 1989. Т. 67. Вып. 5. С. 924-944.
21. Segal V.M., Beyerlein I.J., Tome C.N. [et al.] *Fundamentals and engineering of severe plastic deformation – New York, USA: Nova Science Publ., 2010. – 542 p.*
22. Татьянанин Е.В., Курдюмов В.Г., Фёдоров В.Б. // *ФММ.* 1986. Т. 62. № 1. С. 133-137.
23. Brailovski V., Prokoshkin S.D., Khmelevskaya I.Y. [et al.] // *Mater. Trans. JIM.* 2006. V. 47. N 3. P. 795-804.
24. Зельдович В.И., Фролова Н.Ю., Пилюгин В.П. [и др.] // *ФММ.* 2005. Т. 99. № 4. С. 90-100.
25. Столяров В.В., Попов А.Г., Гундеров Д.В. [и др.] // *Изв. ВУЗов. Чёр. металлургия.* 1997. № 9. С. 58-60.
26. Гундеров Д.В., Попов А.Г., Щеголева Н.Н. [и др.] // *Сб. «Проблемы нанокристаллических материалов».* Под ред. В.В. Устинова, Н.И. Носковой – Екатеринбург: УрО РАН, 2002. – С. 358-367.
27. Носова Г.И., Шалимова А.В., Сундеев Р.В. [и др.] // *Кристаллография.* 2009. Т. 54. № 6. С. 1111-1119.
28. Sherif El-Eskandarany M., Aoki K., Sumiyama K. [et al.] // *Acta Mater.* 2002. V. 50. N 5. P. 1113-1123.
29. Путилов А.В. // *Российские нанотехнологии.* 2007. Т. 2. № 9-10. С. 6-11.
30. Li F.C., Liu T., Zhang J.Y. // *Mater. Today Advances.* 2019. V. 4. Art. No. 100027. P. 1-20.
31. Aronin A., Abrosimova G. // *Metals.* 2020. V. 10. N 3. Art. No. 358. P. 1-34.
32. Fan C., Inoue A. // *Appl. Phys. Lett.* 2000. V. 77. N 1. P. 46-48.
33. Duwez P. *Metallic glasses-historical background* // In: *Glassy Metals I: Ionic Structure, Electronic Transport, and Crystallization.* H.-J. Güntherodt, H. Beck (Eds.) – Heidelberg, Germany: Springer, 1981. V. 46. Ch. 2. P. 19-23.
34. Khan M.M., Nemati A., Rahman Z.U. [et al.] // *Crit. Rev. Solid State Mater. Sci.* 2018. V. 43. N 3. P. 1-36.
35. Гусев А.И., Ремпель А.А. *Нанокристаллические материалы – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2001. – 224 с.*
36. Головин Ю.И. *Основы нанотехнологий – М.: Машиностроение, 2012. – 656 с.*
37. Андриевский Р.А. *Наноматериалы на металлической основе в экстремальных условиях – М.: БИНОМ. Лаборатория знаний, 2016. – 102 с.*
38. Колмаков А.Г., Баринов С.М., Алымов М.И. *Основы технологий и применение наноматериалов – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2012. – 208 с.*
39. Кекало И.Б. *Процессы структурной релаксации и физические свойства аморфных сплавов – М.: Изд. дом МИСиС, 2016. Т. 2. – 834 с.*
40. Wang W.H. // *Prog. Mater Sci.* 2012. V. 57. P. 487-656.
41. Mitrofanov Yu.P., Wang D.P., Wang W.H. [et al.] // *J. Alloys Compd.* 2016. V. 677. P. 80-86.
42. Nabiałek M., Pietrusiewicz P., Błoch K. [et al.] // *Int. J. Mater. Res. (formerly Z. Metallkd.)* 2015. V. 106. N 7. P. 682-688.
43. Носкова Н.И., Шулика В.В., Лаврентьев А.Г. [и др.] // *ЖТФ.* 2005. Т. 75. Вып. 10. С. 61-65.
44. Судзуки К., Фудзимори Х., Хасимото К. *Аморфные металлы* // Под ред. Ц. Масумото. – М.: Металлургия, 1987. – 328 с.
45. *Аморфные металлические сплавы: Сб. науч. тр. / Под ред. Ф.Е. Люборского. – М.: Металлургия, 1987. – 584 с.*

46. Пустов Ю.А., Балдохин Ю.В., Колотыркин П.Я. [и др.] // Защита металлов. 1999. Т. 35. № 6. С. 565-576.
47. Жданова Л.И., Ладьянов В.И., Волков В.А. [и др.] // Защита металлов. 1999. Т. 35. № 6. С. 577-580.
48. Бриджмен П.У. Исследования больших пластических деформаций и разрыва: влияние высокого гидростатического давления на механические свойства материалов // Пер. с англ., под ред. Л.Ф. Верещагина – М.: КД Либроком, 2010. – 444 с.
49. Koehler J.S. // Phys. Rev. B. 1970. V. 2. N 2. P. 547-551.
50. Lehoczky S.L. // Phys. Rev. Lett. 1978. V. 41. N 26. P. 1814-1818.
51. Shinn M., Hultman L., Barnett S.A. // J. Mater. Res. 1992. V. 7. N 4. P. 901-911.
52. Vepřek S. // J. Vac. Sci. Technol. A. 1999. V. 17. N 5. P. 2401-2420.
53. Hovsepian P.E., Lewis D.B., Münz W.-D. // Surf. Coat. Technol. 2000. V. 133-134. P. 166-175.
54. Barnett S.A., Madan A., Kim I. [et al.] // MRS Bulletin. 2003. V. 28. N 3. P. 169-172.
55. Chung Y.-W., Sproul W.D. // MRS Bulletin. 2003. V. 28. N 3. P. 164-168.
56. Vasiliev S.V., Limanovskii A.I., Tkachenko V.M. [et al.] // Mater. Lett. 2022. V. 318. Art. No. 132155. P. 1-3.
57. Sundeev R.V., Shalimova A.V., Sitnikov N.N. [et al.] // J. Alloys Compd. 2020. V. 845. Art. No. 156273. P. 1-9.
58. Valiev R.Z., Alexandrov I.V., Zhu Y.T. [et al.] // J. Mater. Res. 2002. V. 17. N 1. P. 5-8.
59. Wang Y., Chen M., Zhou F. [et al.] // Nature. 2002. V. 419. P. 912-915.
60. Koch C.C. // Scripta Mater. 2003. V. 49. N 7. P. 657-662.
61. Ovid'ko I.A., Valiev R.Z., Zhu Y.T. // Prog. Mater. Sci. 2018. V. 94. P. 462-540.
62. Morris D.G. Mechanical behaviour of nanostructured materials // In: Materials Science Foundations, Series No. 2, M. Magini, F.H. Wohlbiel (Eds.) – Uetikon-Zurich, Switzerland: Trans. Tech. Publication, 1998. – 86 p.
63. Greer A.L., Lewandowski J.J. // Nature Materials. 2006. V. 5. N 1. P. 15-18.
64. Липницкий А.Г., Неласов И.В., Клименко Д.Н. [и др.] // Материаловедение. 2009. № 6. С. 7-10.
65. Неласов И.В., Липницкий А.Г., Колобов Ю.Р. // Известия ВУЗов. Физика. 2009. Т. 52. № 11. С. 73-78.